

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19)世界知的所有権機関  
国際事務局



(43)国際公開日  
2003年10月16日 (16.10.2003)

PCT

(10)国際公開番号  
**WO 03/085149 A1**

(51)国際特許分類<sup>7</sup>: C22C 38/00, 38/04, 38/58, C21D 8/00

(71)出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION)  
[JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

(21)国際出願番号: PCT/JP03/04364

(72)発明者; および

(75)発明者/出願人(米国についてのみ): 上田正治  
(UEDA,Masaharu) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九州市戸畠区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 松下公一郎 (MATSUSHITA,Koichiro) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九州市戸畠区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 藤田和夫 (FUJITA,Kazuo) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九州市戸畠区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 岩野克也 (IWANO,Katsuya) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九州市戸畠区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 内野耕一 (UCHINO,Kouichi) [JP/JP]; 〒804-8501 福岡県北九州市戸畠区飛幡町1番1号 新日本製鐵株式会社八幡製鐵所内 Fukuoka (JP).

(22)国際出願日: 2003年4月4日 (04.04.2003)

(25)国際出願の言語: 日本語

(26)国際公開の言語: 日本語

(30)優先権データ:

特願2002-104457 2002年4月5日 (05.04.2002) JP

特願2002-201205 2002年7月10日 (10.07.2002) JP

特願2002-201206 2002年7月10日 (10.07.2002) JP

特願2002-328260 2002年11月12日 (12.11.2002) JP

特願2002-328261 2002年11月12日 (12.11.2002) JP

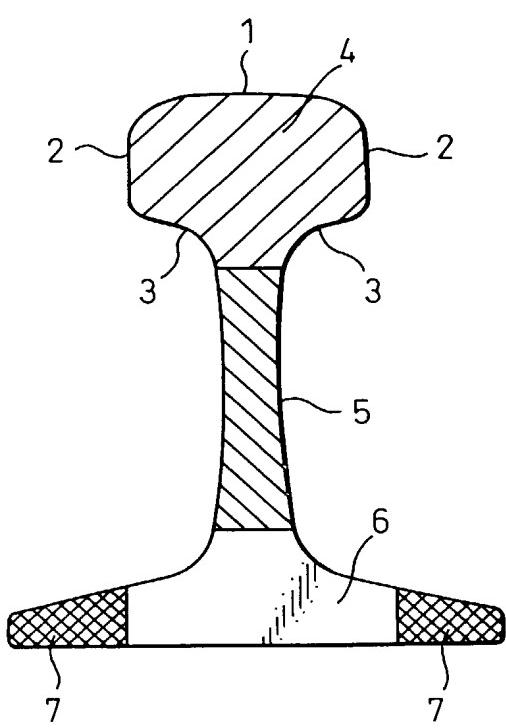
特願2003-11701 2003年1月20日 (20.01.2003) JP

特願2003-15647 2003年1月24日 (24.01.2003) JP

/続葉有/

(54)Title: PEALITE BASED RAIL EXCELLENT IN WEAR RESISTANCE AND DUCTILITY AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54)発明の名称: 耐摩耗性および延性に優れたペーライト系レールおよびその製造方法



(57)Abstract: A perlite based steel rail excellent in wear resistance and ductility having a perlite structure containing 0.65 to 1.40 mass % of C, wherein in the head corner region thereof and in at least a part of the range from the surface of the top of the head region to a point of a depth of 10 mm, 200 or more of perlite blocks having a particle diameter of 1 to 15  $\mu\text{m}$  are observed per 0.2  $\text{mm}^2$  of a checked area; and a method for producing the perlite based steel rail which comprises, in the hot rolling thereof, performing a finish rolling comprising a surface temperature of 850 to 1000°C and a cross section reduction percentage in the last pass of 6 % or more, and then subjecting the head region of said rail to an accelerated cooling at a cooling rate of 1 to 30°C/sec from an austenitic temperature to at least 550°C.

(57)要約: 質量%で、C: 0.65~1.40%を含有するペーライト組織を有する鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1~15  $\mu\text{m}$ のペーライトブロックが被検面積0.2  $\text{mm}^2$ 当たり200個以上存在する耐摩耗性および延性に優れたペーライト系レールであり、また、本発明は上記鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が850~1000°Cの範囲で、かつ最終パスの断面減少率が6%以上とする仕上げ圧延を施し、次いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度1~30°C/secの範囲で少なくとも550°Cまで加速冷却する耐摩耗性および延性に優れたペーライト系レールの製造方法。

WO 03/085149 A1



鐵所内 Fukuoka (JP). 諸星 隆 (MOROHOSHI,Takashi) [JP/JP]; 〒 804-8501 福岡県 北九州市 戸畠区飛幡町 1番1号 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP). 小林 玲 (KOBAYASHI,Akira) [JP/JP]; 〒 804-8501 福岡県 北九州市 戸畠区飛幡町 1番1号 新日本製鐵株式会社 八幡製鐵所内 Fukuoka (JP).

(74) 代理人: 石田 敬, 外 (ISHIDA,Takashi et al.); 〒 105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NI, NO, NZ, OM, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, TJ,

TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (広域): ARIPO 特許 (GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ヨーラシア特許 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI 特許 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:  
— 國際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

## 明細書

## 耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールおよびその製造方法

## 技術分野

本発明は、重荷重鉄道のレール頭部に要求される耐摩耗性を向上させ、同時に、レール頭部の微細なパーライトブロック粒の数を制御することにより延性の向上を図り、レール折損の抵抗性を高めると共に、レール柱部や足部の初析セメンタイト組織の生成量を低減し、レール柱部や足部の韌性低下を防止することを目的としたパーライト系レール、および上記レール用鋼片（スラブ）の加熱条件の適正化を図り、熱間圧延時の割れ、破断を防止し、鋼片（スラブ）外表面部の脱炭を抑制して高効率かつ高品質のパーライト系レールの製造方法に関するものである。

## 背景技術

海外における重荷重鉄道では、鉄道輸送の高効率化の手段として、列車速度の向上や列車積載重量の増加が図られている。このような鉄道輸送の効率化はレール使用環境の過酷化を意味し、レール材質の一層の改善が必要になってくる。具体的には、曲線区間に敷設されたレールでは、ゲージコーナー (G. C.: Gauge Corner) 部や頭側部の摩耗が急激に増加し、レール使用寿命の観点から問題視されてきている。このような背景から主に次のような耐摩耗性向上を狙ったレールの開発が進められてきた。

1) 圧延終了後、或いは再加熱したレール頭部をオーステナイト温度域から 850～500 °C 間を 1～4 °C / sec で加速冷却する 130kg

／mm<sup>2</sup> (1274MPa) 以上の高強度レールの製造方法 (特開昭57-1982

16号公報)。

2) 過共析鋼 (C : 0.85超~1.20%) を用いてパーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させた耐摩耗性に優れたレール (特開平8-144016号公報)。

上記1)では、共析炭素含有鋼 (C : 0.7~0.8%) による微細パーライト組織を生成させ高強度を意図したものであるが重荷重鉄道の使用に際して、耐摩耗性が十分でなく、延性が低いため、レール折損が発生しやすいという問題点があった。また、上記2)では、過共析炭素鋼 (C : 0.85超~1.20%) による微細パーライト組織を生成させ、パーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させ耐摩耗性を向上させることにあった。しかし、現行の共析炭素含有鋼よりも炭素量が高いため、延性が低下しやすく、レール折損に対する抵抗が低かった。さらに、溶鋼の鋳造段階で鋳片中心部に炭素や合金元素が濃化した偏析帯が形成され易く、特に図1の符号5に示すように圧延後のレール柱部では偏析帯に沿って初析セメンタイトが多量に生成し、疲労亀裂や脆性裂の起点となるという問題があった。更に、圧延用鋼片 (スラブ) を用いて熱間圧延を行う再加熱工程において、不適切な加熱温度では鋼片 (スラブ) の一部が溶融状態となり圧延中に割れが発生し、破断したり、最終圧延後のレールに割れが残留し製品歩留りの低下が起こる。また、加熱時の保持時間によっては鋼片 (スラブ) の外表面部の脱炭が促進され、最終圧延後のレール外表面のパーライト組織の炭素量の低下に基づく硬度の低下が起り、レール頭部の耐摩耗性が低下するという問題があった。

そこで、このような問題を解決するために次のようなレールの開発がなされた。

3) 共析鋼 (C : 0.60~0.85%) を用いて圧延によりパーライト

組織中の平均ブロック粒径を微細化し、延性や韌性を向上させたレール（特開平8-109440号公報）。

4) 過共析鋼（C: 0.85超～1.20%）を用いてペーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させ、同時に硬さを制御した耐摩耗性に優れたレール（特開平8-246100号公報）。

5) 過共析鋼（C: 0.85超～1.20%）を用いてペーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させ、同時に頭部や柱部を熱処理することにより硬さを制御した耐摩耗性に優れたレール（特開平9-137228号公報）。

6) 過共析鋼（C: 0.85超～1.20%）を用いて、圧延によりペーライト組織の平均ブロック粒径を微細化し、延性や韌性を向上させたレール（特開平8-109439号公報）。

上記3), 4)に示されるレールにおいては、ペーライト組織の平均ブロック粒径を微細化することにより、ペーライト組織の耐摩耗性と延性、韌性を向上させること、また鋼の炭素量を増加させペーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させ、更に硬さを増加させてペーライト組織の耐摩耗性を向上させたものである。しかし、このような提案にも関わらず、氷点下まで気温が低下する寒冷地においてはレールの延性、韌性が不足する。更には、上述したようなペーライト組織の平均ブロック粒径をより一層微細化し、レールの延性、韌性の改善を図っても、寒冷地におけるレール折損の発生を完全に抑制することは困難であった。更に、上記4), 5)に示されるレールにおいては、レールの圧延長さや最終圧延温度によってはレール長手方向での材質の均一性、レール頭部の延性が確保されないという問題に加え、レール頭部、柱部を加速冷却することにより、頭部のペーライト組織の硬さの確保や柱部の初析セメンタイト組織生成の抑制は可能であるも、レール足部や足先部に

においては開示された熱処理方法を用いても疲労亀裂や脆性亀裂の起点となる初析セメンタイト組織の生成抑制は困難であった。特に、足先部は頭部、柱部に比較して断面積が小さいために他の部位に比べ圧延終了時の温度が低下し熱処理前に初析セメンタイト組織が生成してしまう。また、柱部でも圧延終了時の温度が低いことに加え、各種合金元素の偏析帯が残存し、初析セメンタイト組織が生成し易いという問題があり、足先部や柱部からの疲労亀裂や脆性亀裂を完全に防止することはできないという問題があった。

さらに、上記 6) に示されるレールでは、過共析鋼においてペーライト組織の平均ブロック粒径を微細化し、レールの延性や韌性の改善を図る技術が開示されているが、寒冷地におけるレール折損の発生を完全に抑制することは困難であった。

## 発明の開示

上述した背景から、高炭素含有のペーライト組織のレールにおいて、レール頭部での耐摩耗性、延性の向上によるレール折損に対する高い抵抗性、さらに冷却の適正化による初析セメンタイト組織の生成防止、これらに加えて、レール長手方向で均一な材質特性、レール外表面で脱炭抑制を可能とした耐摩耗性および延性に優れたペーライト系レールおよびその製造方法が求められていた。

本発明は、重荷重鉄道用のレールにおいて、頭部に要求される耐摩耗性および延性を向上させ、特にレール折損に対する抵抗性を高め、さらに、初析セメンタイト組織の生成を防止することにより、レール柱部、足部、足先部の耐破壊性を高めた耐摩耗性および延性に優れたペーライト系レールおよびその製造方法を提供するものである。

また、本発明は、高炭素含有のレール圧延用鋼片（スラブ）を熱

間圧延する際の再加熱工程での最大加熱温度、保持時間の最適化を図り、圧延時の割れ、破断を防止し、更にレール外表面の脱炭を抑制することにより耐摩耗性および疲労強度の低下を抑制し高効率、かつ高品質のパーライト系レールを提供するものである。

更に、本発明は、高炭素含有のレールにおいて、熱間圧延終了後、或いは一定時間内でレール頭部、柱部、足部に加速冷却を行い、更に頭部の加速冷却速度、圧延時のレール長さ、最終圧延温度の選択の適正化を図り、初析セメントタイト組織の生成抑制により疲労亀裂、脆性亀裂および靭性亀裂の発生を防止し、同時にレール頭部の耐摩耗性、レール長手方向の材質の均一性やレール頭部の延性を確保する耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法を提供するものである。

本発明は上記目的を達成するものであって、その要旨は次の通りである。

(1) 質量%で、C : 0.65~1.40%を含有するパーライト組織を有する鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1~15 $\mu$ mのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(2) 質量%で、C : 0.65~1.40%、Si : 0.05~2.00%、Mn : 0.05~2.00%を含有するパーライト組織を有する鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1~15 $\mu$ mのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(3) 質量%で、C : 0.65~1.40%、Si : 0.05~2.00%、Mn : 0.05~2.00%、Cr : 0.05~2.00%を含有するパーライト組織を有する

鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1～15μmのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(4) (1)～(3)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、C含有量が0.85%超～1.40%であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(5) (1)～(4)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、熱間圧延後のレール長さが100～200mであることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(6) (1)～(5)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として、少なくとも深さ20mmの範囲の硬さがHv：300～500の範囲であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(7) (1)～(6)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、更に、質量%で、Mo：0.01～0.50%を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(8) (1)～(7)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、更に、質量%で、V：0.005～0.50%、Nb：0.002～0.050%、B：0.0001～0.0050%、Co：0.10～2.00%、Cu：0.05～1.00%、Ni：0.05～1.00%、N：0.0040～0.0200%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(9) (1)～(8)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、更に、質量%で、Ti：0.0050～0.0500%、Mg：0.0005～0.0200%、Ca：0.0005～0.0150%、Al：0.0080～1.00%、Zr：0.001～0.2000%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐

摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

(10) (4)～(9)の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、レール柱部の中立軸中央部で直行する長さ  $300 \mu\text{m}$  の線分と交差する初析セメンタイト組織の本数 (NC: 初析セメンタイト交線数) が下記 (1) 式で示される値 (CE) に対して、 $\text{NS} \leq \text{CE}$  としてレール柱部の初析セメンタイト組織の生成量を低減したことを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

$$\begin{aligned} \text{CE} = & 60([\text{mass\%C}]) + 10([\text{mass\%Si}]) + 10([\text{mass\%Mn}]) + 500([\text{mass\%P}]) \\ & + 50([\text{mass\%S}]) + 30([\text{mass\%Cr}]) + 50 \dots \quad (1) \text{ 式} \end{aligned}$$

(11) C : 0.65～1.40質量%を含有する鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が 850～1000°C の範囲で、かつ最終パスの断面減少率が 6 %以上とする仕上げ圧延を施し、次いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度  $1 \sim 30^\circ\text{C/sec}$  の範囲で少なくとも 550°Cまで加速冷却し、かつ頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ 10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径  $1 \sim 15 \mu\text{m}$  のパーライトブロックが被検面積  $0.2 \text{ mm}^2$ 当たり 200個以上存在させることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(12) 質量%で、C : 0.65～1.40%、Si : 0.05～2.00%、Mn : 0.05～2.00%を含有する鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が 850～1000°C の範囲で、かつ最終パスの断面減少率が 6 %以上とする仕上げ圧延を施し、次いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度  $1 \sim 30^\circ\text{C/sec}$  の範囲で少なくとも 550°Cまで加速冷却し、かつ頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ 10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径  $1 \sim 15 \mu\text{m}$  のパーライトブロックが被検面積  $0.2 \text{ mm}^2$  当たり 200個以上存在させることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト

系レールの製造方法。

(13) 質量%で、C : 0.65~1.40%、Si : 0.05~2.00%、Mn : 0.05~2.00%、Cr : 0.05~2.00%を含有する鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が850~1000°Cの範囲で、かつ最終パスの断面減少率が6%以上とする仕上げ圧延を施し、次いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度1~30°C/secの範囲で少なくとも550°Cまで加速冷却し、かつ頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲の少なくとも一部に、粒径1~15μmのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在させることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(14) (11) ~ (13) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、当該鋼レールの熱間圧延における仕上げ圧延が、1パス当たりの断面減少率が1~30%の圧延を2パス以上で、かつ圧延パス間を10秒以下とする連續仕上げ圧延を施すことを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(15) (11) ~ (13) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、当該鋼レールの熱間圧延における仕上げ圧延終了後、200秒以内に当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度1~30°C/secの範囲で少なくとも550°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(16) (11) ~ (13) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、当該鋼レールの熱間圧延における仕上げ圧延終了後、200秒以内に当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度1~30°C/secの範囲で少なくとも550°Cまで、かつ2

00秒以内に当該レールの柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1 \sim 10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(17) (11) ~ (16) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブの再加熱工程で、鋼片またはスラブの最大加熱温度( $T_{\max} : ^{\circ}\text{C}$ )が、前記鋼片またはスラブの炭素含有量からなる下記(2)式で示される値( $CT$ )に対して、 $T_{\max} \leq CT$ を満足し、かつ前記鋼片またはスラブが $1100^{\circ}\text{C}$ 以上の温度に加熱後の保持時間( $M_{\max} : \text{分}$ )が前記鋼片またはスラブの炭素含有量からなる下記(3)式で示される値( $CM$ )に対して、 $T_{\max} \leq CM$ を満足するように前記鋼片またはスラブを再加熱することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$CT = 1500 - 140([\text{mass\%C}]) - 80([\text{mass\%C}])^2 \cdots (2) \text{ 式}$$

$$CM = 600 - 120([\text{mass\%C}]) - 60([\text{mass\%C}])^2 \cdots (3) \text{ 式}$$

(18) (11) ~ (16) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1 \sim 10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度 $5 \sim 20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(19) (11) ~ (16) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部をオーステ

ナイト域温度から冷却速度 $2\sim20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ前記鋼レールの頭部および足部をオーステンサイト域温度から冷却速度 $1\sim10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(20) (11)～(16)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部をオーステンサイト域温度から冷却速度 $5\sim20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部をオーステンサイト域温度から冷却速度 $2\sim20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ前記鋼レールの頭部および足部をオーステンサイト域温度から冷却速度 $1\sim10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(21) (11)～(16)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部の温度を昇温前よりも $50\sim100^{\circ}\text{C}$ 上昇させ、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステンサイト域温度から冷却速度 $1\sim10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(22) (11)～(16)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部の温度を昇温前よりも $20\sim100^{\circ}\text{C}$ 上昇させ、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステンサイト域温度から冷却速度 $1\sim10^{\circ}\text{C/sec}$ の範

圏で少なくとも 650°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(23) (11)～(16)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部の温度を昇温前よりも20～100 °C上昇させ、かつ熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部の温度を昇温前よりも20～100 °C上昇させ、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度1～10°C/secの範囲で少なくとも 650°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(24) (11)～(16)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼レール頭部をオーステナイト域温度から加速冷却するに際し、前記鋼レールの頭頂面から深さ30mmの頭部内部における温度範囲 750～650 °Cでの冷却速度 (ICR : °C/sec)が、前記鋼レールの化学成分からなる下記 (4) 式で示される値 (CCR)に対して、 $ICR \geq CCR$  を満足するように加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$CCR = 0.6 + 10 \times ([\%C] - 0.9) - 5 \times ([\%C] - 0.9) \times [\%Si] - 0.17 [\%Mn] - 0.13 [\%Cr] \cdots (4) \text{ 式}$$

(25) (11)～(16)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼レール頭部をオーステナイト域温度から加速冷却するに際し、前記加速冷却が、温度範囲 750～500 °Cでの前記鋼レールの頭頂部表面の冷却速度 (TH : °C/sec)、頭側部表面の冷却速度 (TS : °C/sec)、軸下部表面の冷却速度 (TJ : °C/sec)からなる下記 (5) 式で示される値 (TCR)が、前記鋼レールの化

学成分からなる下記(4)式で示される値(CCR)に対して、4CCR  
 $\geq$ TCR  $\geq$ 2CCRを満足するように加速冷却することを特徴とする耐  
 摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$CCR = 0.6 + 10 \times ([\%C] - 0.9) - 5 \times ([\%C] - 0.9) \times [\%Si] - 0.17 [\%Mn] - 0.$$

13[\%Cr]…(4)式

$$TCR = 0.05 TH(\text{°C/sec}) + 0.10 TS(\text{°C/sec}) + 0.50 TJ(\text{°C/sec})…$$

(5)式

(26) (11)～(25)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、C含有量が0.85～1.40%であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(27) (11)～(26)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、熱間圧延後のレール長さが100～200mであることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(28) (11)～(27)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、(1)～(10)の何れかの項に記載のパーライト系レールの頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として、少なくとも深さ20mmの範囲の硬さがHv：300～500の範囲であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(29) (11)～(28)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、更に、質量%で、Mo：0.01～0.50%を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(30) (11)～(29)の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、更に、質量%で、V：0.005～0.50%、Nb：0.002～0.050%、B：0.0001～0.0050%、Co：0.10～2.00%、Cu

: 0.05~1.00%、Ni : 0.05~1.00%、N : 0.0040~0.0200% の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(31) (11) ~ (30) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、更に、質量 % で、Ti : 0.0050~0.0500%、Mg : 0.005~0.0200%、Ca : 0.0005~0.0150%、Al : 0.0080~1.00%、Zr : 0.0001~0.2000% の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

(32) (11) ~ (31) の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、レール柱部の中立軸中央部で直行する長さ 300  $\mu$  m の線分と交差する初析セメンタイト組織の本数 (NC : 初析セメンタイト交線数) が下記 (1) 式で示される値 (CE) に対して、 $NS \leq CE$  としてレール柱部の初析セメンタイト組織の生成量を低減したことを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$CE = 60([mass\%C]) + 10([mass\%Si]) + 10([mass\%Mn]) + 500([mass\%P]) + 50([mass\%S]) + 30([mass\%Cr]) + 50 \dots \quad (1) \text{ 式}$$

#### 図面の簡単な説明

図 1 は、レール各部位の呼称を示した図。

図 2 は、初析セメンタイト組織の生成状況の評価方法を模式的に示した図。

図 3 は、本発明の耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの頭部断面表面位置での呼称および耐摩耗性が必要とされる領域を示した図。

図 4 は、西原式摩耗試験機の概略を示した図。

図 5 は、表 1 と表 2 に示す摩耗試験における試験片採取位置を示した図。

図 6 は、表 1 と表 2 に示す引張試験における試験片採取位置を示した図。

図 7 は、表 1 に示す本発明レール鋼（符号：1～12）と表 2 に示す比較レール鋼（符号：13～22）の摩耗試験結果における炭素量と摩耗量の関係を示した図。

図 8 は、表 1 に示す本発明レール鋼（符号：1～12）と表 2 に示す比較レール鋼（符号：17～22V）の引張試験結果における炭素量と全伸び値の関係を示した図。

図 9 は、レールと車輪の転動摩耗試験機の概要を示した図。

図 10 は、レール頭部の各部位を詳細に示した図。

#### 発明を実施するための最良の形態

以下に本発明について詳細に説明する。

本発明者らは、まず、レール折損の発生とパーライト組織の機械的特性の関係を整理した。その結果、車輪との接触により発生するレール頭部の荷重速度が比較的遅いため、レール頭部から発生する折損現象は、荷重速度の比較的早い衝撃試験による評価よりも、引張試験での延性と良い相関があることが確認された。

次に本発明者らは、高炭素含有のパーライト組織の鋼レールにおいて、延性とパーライト組織のブロックサイズの関係を再検証した。その結果、パーライト組織の平均的なブロック粒径が微細化するとパーライト組織の延性は向上する傾向を示すが、平均的なパーライトブロック粒径が非常に微細な領域では、単純に平均的なブロック粒径を微細化しても延性が十分に向上しないことが確認された。

そこで、本発明者らは、パーライト組織の平均的なブロック粒径

が微細な領域において、パーライト組織の延性支配因子を検討した。その結果、パーライト組織の延性は、平均的なブロック粒径ではなく、ある一定の粒径を有する微細なパーライトブロック粒の数との相関があり、ある一定面積の視野において、ある一定の粒径を有する微細なパーライトブロック粒数がある一定値以上に制御することにより、パーライト組織の延性が大きく向上することを見出した。

これらの結果、高炭素含有のパーライト組織の鋼レールにおいて、レール頭部のある一定の粒径を有する微細なパーライトブロック粒の数を制御することにより、レール頭部の耐摩耗性と延性が同時に向上することを知見した。

すなわち、本発明は、高炭素含有の重荷重鉄道用レールにおいて、頭部の耐摩耗性を向上させ、同時に、ある一定の粒径を有する微細なパーライトブロック粒の数を制御することにより、延性の向上を図り、レール折損等の破壊の発生を防止することを目的としたものである。

次に、本発明の限定理由について詳細に説明する。

#### (1) パーライトブロック粒径および粒数の規定

まず、粒数を規定するパーライトブロック粒径を $1 \sim 15 \mu\text{m}$ の範囲に規定した理由について説明する。

粒径が $15 \mu\text{m}$ を超えるパーライトブロックは、微細なパーライト組織の延性向上には大きく寄与しないからである。また、粒径が $1 \mu\text{m}$ 未満のパーライトブロックは、微細なパーライト組織の延性向上には寄与するが、その寄与度が小さい。このため、粒数を規定するパーライトブロック粒径を $1 \sim 15 \mu\text{m}$ の範囲に限定した。

次に、粒径 $1 \sim 15 \mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数を被検面積 $0.2\text{mm}^2$ あたり 200個以上に規定した理由を説明する。

被検面積 $0.2\text{mm}^2$ あたりの粒径 $1 \sim 15\mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数が200個未満になると、微細なパーライト組織の延性向上が図れないからである。なお、粒径 $1 \sim 15\mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数には上限を設けないが、レールの製造時の圧延温度や熱処理時の冷却条件の制約から、実質的には、被検面積 $0.2\text{mm}^2$ あたり1000個が上限となる。

次に、被検面積 $0.2\text{mm}^2$ あたりの粒径 $1 \sim 15\mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数を200以上とした部位を、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲の少なくとも一部に限定した理由を説明する。

レール頭部から発生する折損は、基本的にはレール頭表面を起点としている。このため、レール折損を防止するにはレール頭表部の延性、すなわち、粒径 $1 \sim 15\mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数を増やす必要がある。実験により、レール頭表部の延性とレール頭表部パーライトブロックとの相関を調査した所、レール頭表部の延性は、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲のパーライトブロックサイズと相関があることがわかった。さらに、レール頭表面の延性との相関を調査した結果、この領域において、少なくとも一部に粒径 $1 \sim 15\mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数が200以上となる領域があれば、レール頭表面の延性が向上し、結果的にレール折損が抑制できることを確認した。本限定は上記のような調査結果に基づくものである。

ここで、パーライトブロックサイズの測定方法について述べる。パーライトブロックの測定方法には、①修正カーリングエッチ法、②エッチピット法、③ SEMによる後方散乱電子回折(EBSP: Electron Back-Scatter diffraction Pattern)法がある。今回の測定では、パーライトブロックサイズが微細であるため、①修正カーリング

エッチ法、②エッチピット法ではその確認が困難であった。そこで、③後方散乱電子回折（EBSP）法を用いた。

以下に測定条件を記す。測定は下記の②～⑦の手順に従い、パーライトブロックの粒径測定を行い、被検面積 $0.2\text{mm}^2$ あたりの粒径 $1\sim15\mu\text{m}$ を有するパーライトブロックの粒数をカウントした。測定はそれぞれの観察位置で最低2視野以上を行い、下記の手順に従い粒数をカウントし、その平均値を観察位置での代表粒数とした。

#### ●パーライトブロックの測定条件

- ① SEM：高分解能走査型顕微鏡
- ②測定前処理：機械加工面 $1\mu\text{m}$ ダイヤ研磨→電解研磨
- ③測定視野： $400\times500\mu\text{m}^2$ （被検面積 $0.2\text{mm}^2$ ）
- ④ SEMビーム径： $30\text{nm}$
- ⑤測定ステップ（間隔）： $0.1\sim0.9\mu\text{m}$
- ⑥粒界認定：隣り合う測定ポイントにおいて、結晶方位差 $15^\circ$ 以上（大角粒界）をパーライトブロック粒界として認識させた。
- ⑦粒径測定：各パーライトブロック粒の面積を測定後、パーライトブロックを円形と仮定し、各結晶粒の半径を計算後、直径を算定し、その値をパーライトブロック粒径とした。

#### （2）鋼レールの化学成分

レール鋼の化学成分を上記請求範囲に限定した理由について詳細に説明する。

Cは、パーライト変態を促進させて、かつ、耐摩耗性を確保する有効な元素である。C量が0.65%以下では、レール頭部のパーライト組織の硬度が確保できず、さらに、初析フェライト組織が生成し、耐摩耗性が低下し、レールの使用寿命が低下する。また、C量が1.40%を超えると、レール頭表部や頭部内部のパーライト組織中に

初析セメンタイト組織が生成することやパーライト組織中のセメンタイト相の密度が増加し、パーライト組織の延性が低下する。また、柱部の初析セメンタイト交線数 (NC) が増加し、レール柱部の韌性が低下する。このため、C量を0.65～1.40%に限定した。なお、耐摩耗性をより一層向上させるには、パーライト組織中のセメンタイト相の密度がさらに増加し、耐摩耗性の一層の向上が図れるC量0.85%超とすることが望ましい。

Siは、脱酸剤として必須の成分である。また、パーライト組織中のフェライト相への固溶体硬化によりレール頭部の硬度（強度）を上昇させる元素であり、同時に、初析セメンタイト組織の生成を抑制し、レールの硬度や韌性を向上させる元素である。しかし、0.05%未満ではその効果が十分に期待できず、硬度や韌性の向上が認められない。また、2.00%を超えると、熱間圧延時に表面疵が多く生成することや、酸化物の生成により溶接性が低下する。さらに、パーライト組織自体が脆化し、レールの延性が低下するばかりでなく、スポーリング等の表面損傷が発生し、レールの使用寿命が低下する。このため、Si量を0.05～2.00%に限定した。

Mnは、焼き入れ性を高め、パーライトラメラ間隔を微細化することにより、パーライト組織の硬度を確保し、耐摩耗性を向上させる元素である。しかし、0.05%未満の含有量では、その効果が小さく、レールに必要とされる耐摩耗性の確保が困難となる。また、2.00%を超えると、焼入性が著しく増加し、耐摩耗性や韌性に有害なマルテンサイト組織が生成し易くなることや、偏析が助長され、高炭素鋼成分系 (C > 0.85%) では、柱部などに初析セメンタイト組織が生成し、柱部の初析セメンタイト交線数 (NC) が増加しレールの韌性が低下するため。このため、Mn量を0.05～2.00%に限定した。

なお、レール柱部の初析セメンタイト組織を抑制するには、P,

S の添加量を規定する必要がある。その場合は以下の成分範囲とすることが好ましい。その限定理由は次のとおりである。

P は、フェライトを強化し、パーライト組織の硬さを向上させる元素である。しかし、0.030%を超えて含有すると、偏析性が高い元素であるため、他の元素の偏析も助長し、柱部の初析セメンタイト組織の生成が激しく促進される。そして、柱部の初析セメンタイト交線数 (NC) が増加し、レール柱部の韌性が低下する。このため、P 量を 0.030% 以下に限定した。

S は、MnS を生成し、MnS の周囲に Mn の希薄帯を形成することにより、パーライト変態の促進に寄与し、結果として、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の韌性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.025%を超えて含有すると、Mn の偏析を助長し、柱部の初析セメンタイト組織の生成が激しく促進される。その結果、柱部の初析セメンタイト交線数 (NC) が増加し、レール柱部の韌性が低下する。このため、S 量を 0.025% 以下に限定した。

また、上記の成分組成で製造されるレールは、パーライト組織の強化による耐摩耗性の向上、初析セメンタイト組織の生成抑制による韌性低下の防止、溶接部熱影響部の軟化や脆化を防止、パーライト組織の延性や韌性の向上、パーライト組織の強化と初析セメンタイトの生成の防止、レール頭部および内部の断面硬度分布の制御を図る目的で、Cr, Mo, V, Nb, B, Co, Cu, Ni, Ti, Mg, Ca, Al, Zr の元素を必要に応じて添加することができる。

ここで、Cr, Mo は、パーライトの平衡変態点を上昇させ、主に、パーライトラメラ間隔を微細化することによりパーライト組織の硬度を確保する。V, Nb は、熱間圧延やその後の冷却課程で生成した炭化物や窒化物により、オーステナイト粒の成長を抑制し、さらに

、析出硬化により、パーライト組織の延性と硬度を向上させる。また、再加熱時に炭化物や窒化物を安定的に生成させ、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止する。Bは、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、レール頭部の硬度分布を均一にする。Co, Cuは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、パーライト組織の硬度を高める。Niは、Cu添加による熱間圧延時の脆化を防止し、同時に、パーライト鋼の硬度を向上させ、さらに、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止する。

Tiは、熱影響部の組織の微細化を図り、溶接継ぎ手部の脆化を防止する。Mg, Caは、レール圧延時においてオーステナイト粒の微細化を図り、同時に、パーライト変態を促進し、パーライト組織の延性を向上させる。Alは、共析変態温度を高温側へ、同時に、共析炭素濃度を高炭素側へ移動させ、パーライト組織の強化と初析セメントサイトの生成を抑制し、レールの耐摩耗性の向上と韌性低下の防止する。Zrは、 $ZrO_2$ 介在物が高炭素レール鋼の凝固核となり、凝固組織の等軸晶化率を高めることにより、鑄片中心部の偏析帯の形成を抑制し、レールの韌性に有害な初析セメントサイト組織の生成を抑制する。Nはオーステナイト粒界からのパーライト変態を促進させ、パーライト組織を微細化することにより、韌性を向上させることが主な添加目的である。

これらの成分の個々の限定理由について、以下に詳細に説明する。

Crは、パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にして高硬度（強度）化に寄与すると同時に、セメントサイト相を強化して、パーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であるが、0.05%未満ではその効果は小さく、レール鋼の硬度を向上させる効果が見られない。また、2.00%を超える過剰な添加

を行うと、焼入れ性が増加し、マルテンサイト組織が多量に生成し、レールの韌性が低下する。さらに、偏析が助長され柱部の初析セメンタイト組織の生成量が増加し柱部の初析セメンタイト交線数（NC）が増加しレール柱部の韌性が低下する。このため、Cr量を0.05～2.00%に限定した。

Moは、Cr同様ペーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてペーライトラメラ間隔を微細化することにより高硬度（強度）化に寄与し、ペーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であるが、0.01%未満ではその効果が小さく、レール鋼の硬度を向上させる効果が全く見られなくなる。また、0.50%を超える過剰な添加を行うと、ペーライト組織の変態速度が著しく低下し、韌性に有害なマルテンサイト組織が生成しやすくなる。このため、Mo添加量を0.01～0.50%に限定した。

Vは、高温度に加熱する熱処理が行われる場合に、V炭化物やV窒化物のピニング効果により、オーステナイト粒を微細化し、さらに、熱間圧延後の冷却課程で生成したV炭化物、V窒化物による析出硬化により、ペーライト組織の硬度（強度）を高めると同時に、延性を向上させるのに有効な元素である。また、 $Ac_1$ 点以下の温度域に再加熱された熱影響部において、比較的高温度域でV炭化物やV窒化物を生成させ、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止するのに有効な元素である。しかし、0.005%未満ではその効果が十分に期待できず、ペーライト組織の硬度の向上や延性の改善は認められない。また、0.500%を超えて添加すると、粗大なVの炭化物やVの窒化物が生成し、レールの韌性や耐内部疲労損傷が低下する。このため、V量を0.005～0.500%に限定した。

Nbは、Vと同様に、高温度に加熱する熱処理が行われる場合に、Nb炭化物やNb窒化物のピニング効果により、オーステナイト粒を微

細化し、さらに、熱間圧延後の冷却課程で生成したNb炭化物、Nb窒化物による析出硬化により、パーライト組織の硬度（強度）を高めると同時に、延性を向上させるのに有効な元素である。また、 $A_{C_1}$ 点以下の温度域に再加熱された熱影響部において、低温度域から高温度域までNbの炭化物やNb窒化物を安定的に生成させ、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止するのに有効な元素である。しかし、その効果は、0.002%未満では期待できず、パーライト組織の硬度の向上や延性の改善は認められない。また、0.050%を超えて添加すると、粗大なNbの炭化物やNbの窒化物が生成し、レールの韌性や耐内部疲労損傷性が低下する。このため、Nb量を0.002～0.050%に限定した。

Bは、鉄炭ほう化物を形成し、初析セメンタイトの生成を抑制し、同時に、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、頭部の硬度分布を均一にし、レールの韌性低下を防止し、高寿命化を図る元素であるが、0.0001%未満ではその効果は十分でなく、レール頭部の硬度分布には改善が認められない。また、0.0050%を超えて添加すると、粗大な鉄の炭ほう化物が生成し、延性や韌性、さらには、耐内部疲労損傷性が大きく低下することから、B量を0.0001～0.0050%に限定した。

Coは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、固溶強化によりパーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であり、さらに、パーライトの変態エネルギーを増加させて、パーライト組織を微細にすることにより延性を向上させる元素であるが、0.10%未満ではその効果が期待できない。また、2.00%を超えて添加すると、フェライト相の延性が著しく低下し、ころがり面にスポーリング損傷が発生し、レールの耐表面損傷性が低下する。このため、Co量を0.10～2.00%に限定した。

Cuは、ペーライト組織中のフェライトに固溶し、固溶強化によりペーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であるが、0.05%未満ではその効果が期待できない。また、1.00%を超えて添加すると、著しい焼入れ性向上により韌性に有害なマルテンサイト組織が生成しやすくなる。さらに、フェライト相の延性が著しく低下し、レールの延性が低下する。このため、Cu量を0.05～1.00%に限定した。

Niは、Cu添加による熱間圧延時の脆化を防止し、同時に、フェライトへの固溶強化によりペーライト鋼の高硬度（強度）化を図る元素である。さらに、溶接熱影響部においては、Tiと複合で  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  の金属間化合物が微細に析出し、析出強化により軟化を抑制する元素であるが、0.01%未満では、その効果が著しく小さく、また、1.00%を超えて添加すると、フェライト相の延性が著しく低下し、ころがり面にスポーリング損傷が発生し、レールの耐表面損傷性が低下する。このため、Ni量を0.01～1.00%に限定した。

Tiは、溶接時の再加熱において析出したTiの炭化物、Tiの窒化物が溶解しないことを利用して、オーステナイト域まで加熱される熱影響部の組織の微細化を図り、溶接継ぎ手部の脆化を防止するのに有効な成分である。しかし、0.0050%未満ではその効果が少なく、0.0500%を超えて添加すると、粗大なTiの炭化物、Tiの窒化物が生成して、レールの延性や韌性、これに加えて耐内部疲労損傷性が大きく低下することから、Ti量を0.0050～0.050 %に限定した。

Mgは、O、または、SやAl等と結合して微細な酸化物を形成し、レール圧延時の再加熱において、結晶粒の粒成長を抑制し、オーステナイト粒の微細化を図り、ペーライト組織の延性を向上させるのに有効な元素である。さらに、MgO、MgSが MnSを微細に分散させ、MnSの周囲にMnの希薄帯を形成し、ペーライト変態の生成に寄与し

、その結果、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の延性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0005%未満ではその効果は弱く、0.0200%を超えて添加すると、Mgの粗大酸化物が生成し、レールの韌性、さらには、耐内部疲労損傷性を低下させるため、Mg量を0.0005～0.0200%に限定した。

Caは、Sとの結合力が強く、CaSとして硫化物を形成し、さらに、CaSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲にMnの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の延性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0005%未満ではその効果は弱く、0.0150%を超えて添加すると、Caの粗大酸化物が生成し、レールの韌性、さらには、耐内部疲労損傷性を低下させるため、Ca量を0.0005～0.0150%に限定した。

Alは、共析変態温度を高温側へ、同時に、共析炭素濃度を高炭素側へそれぞれ移動させる元素であり、パーライト組織の高強度化と初析セメンタイト組織の生成の抑制により韌性低下を防止する元素であるが、0.0080%以下では、その効果が弱く、1.00%を超えて添加すると、鋼中に固溶させることが困難となり、疲労損傷の起点となる粗大なアルミナ系介在物が生成し、レールの韌性、さらには、耐内部疲労損傷性が低下する。また、溶接時に酸化物が生成し、溶接性が著しく低下するため、Al量を0.0080～1.00%に限定した。

Zrは、ZrO<sub>2</sub>介在物がγ-Feとの格子整合性が良いため、γ-Feが凝固初晶である高炭素レール鋼の凝固核となり、凝固組織の等軸晶化率を高めることにより、鑄片中心部の偏析帯の形成を抑制し、レールの韌性に有害な初析セメンタイト組織の生成を抑制する元素である。しかし、Zr量が0.0001%以下では、ZrO<sub>2</sub>系介在物の数が少なく、凝固核として十分な作用を示さない。その結果、初析セメンタ

イト組織の生成抑制の効果が低下する。また、Zr量が0.2000%を超えると、粗大Zr系介在物が多量に生成し、レールの韌性が低下することや、粗大Zr系介在物を起点とした内部疲労損傷が発生しやすくなり、レールの使用寿命が低下する。このため、Zr量を0.0001～0.2000%に限定した。

Nは、オーステナイト粒界に偏析することにより、オーステナイト粒界からのパーライト変態を促進させ、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の韌性や延性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.0040%未満ではその効果は弱く、0.0200%を超えて添加すると、鋼中に固溶させることが困難となり、車輪内部に疲労損傷の起点となる気泡が生成することから、N量を0.0040～0.0200%に限定した。

上記のような成分組成で構成されるレール鋼は、転炉、電気炉などの通常使用される溶解炉で溶製を行い、この溶鋼を造塊・分塊あるいは連続鋳造し、さらに熱間圧延を経てレールとして製造される。次に、この熱間圧延した高温度の熱を保有するレール、あるいは熱処理する目的で高温に再加熱されたレール頭部に加速冷却を施すことにより、レール頭部に硬さの高いパーライト組織を安定的に生成させることが可能となる。

以上の製造方法において、レールの頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲の少なくとも一部に、粒径1～15 $\mu\text{m}$ のパーライトブロックを被検面積 $0.2\text{mm}^2$ あたり200個以上にする方法としては、上記の熱間圧延時の温度をできるだけ低温とし、さらに、圧延後できるだけ速やかに加速冷却を行うことで、圧延直後のオーステナイト粒成長を抑制し、かつ最終圧延の減面率を高くし、オーステナイト粒に高い歪みエネルギーを蓄積した状態で、加速冷却を行うようにすることが望ましい。好ましい熱間圧延、熱処

理条件としては、最終圧延温度 980°C 以下、最終圧延減面率 6 % 以上、加速冷却速度はオーステナイト域から 550°Cまでの平均を 1 °C / sec 以上である。

また、熱処理する目的でレールを再加熱する場合は、歪みエネルギーの効果を用いることができないため、再加熱温度をできるだけ低くし、また加速冷却速度をより速くすることが望ましい。好ましい再加熱熱処理条件としては、再加熱温度 1000°C 以下、加速冷却速度はオーステナイト域から 550°Cまでの平均を 5 °C / sec 以上である。

### (3) レール頭部の硬さとその範囲

頭部コーナー部および頭頂部の該頭部表面を起点として深さ 20mm の範囲の硬さを Hv300～500 の範囲に限定した理由について説明する。

本成分系では、硬さが Hv300未満になると、耐摩耗性の確保が困難となり、レールの使用寿命が低下する。また、硬さが Hv500を超えると、耐摩耗性の著しい向上により、ころがり面に疲労ダメージが蓄積することや、集合組織が発達し、ダークスポット損傷等のころがり疲労損傷が発生し、耐表面損傷性が大きく損なわれる。このためペーライト組織の硬さを Hv300～500 の範囲に限定した。

次に、硬さ Hv300～500 の範囲を、頭部コーナー部および頭頂部の該頭部表面を起点として深さ 20mm の範囲に限定した理由について説明する。

20mm未満では、レールの使用寿命から考えると、レールに要求される耐摩耗性を必要とされている領域としては小さく、十分なレール使用寿命の確保が困難となるためである。また、硬さ Hv300～500 の範囲が、頭部コーナー部および頭頂部の該頭部表面を起点として、深さ 30mm 以上であれば、レール使用寿命がさらに向上し、より

望ましい。

ここで、図1はレール各部位の呼称を示したものであり、1は頭頂部、2はレール左右の頭側部（コーナー部）、3はレール左右のあご下部である。また、4は頭部内部であり、頭頂部のレール幅中央部から深さ30mmの位置近傍である。

ここで、図3に本発明の耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの頭部断面表面位置での呼称および硬さ Hv300～500 のパーライト組織が必要な領域を示す。レール頭部において1は頭頂部、2は頭部コーナー部であり、頭部コーナー部2の一方は車輪と主に接触するゲージコーナー（G.C.）部である。硬さ Hv300～500 の本成分系のパーライト組織は少なくとも図中の斜線内に配置されていれば、レールの耐摩耗性の確保が可能となる。

したがって、硬さを制御したパーライト組織は、車輪とレールが主に接するレール頭部表面近傍に配置することが望ましく、それ以外の部分はパーライト組織以外の金属組織であってもよい。

次に、本発明者らは、レール柱部に生成する初析セメンタイト組織の発生量の定量化を行った。ある視野倍率において、ある一定長さの直交する線分と交差する初析セメンタイト組織の本数（NC、以下、初析セメンタイト交線数）を測定した結果、セメンタイト組織の生成状態とのよい相関が認められ、初析セメンタイト組織の生成状態を定量化できることができた。

次に、本発明者らは、高炭素含有のパーライト組織の鋼レールを用いて、柱部の韌性と初析セメンタイト組織の生成状況の関係を調査した。その結果、高炭素含有のパーライト組織の鋼レールでは、  
①レール柱部の韌性は初析セメンタイト交線数（NC）との負の相関がある。  
②初析セメンタイト交線数（NC）がある一定値以下になるとレール柱部の韌性は低下しない。  
③韌性低下の発生の閾値となる

初析セメンタイト交線数 (NC) は鋼レールの化学成分との相関があることが明らかとなった。

そこで、本発明者らは、レール柱部の靭性低下の発生の閾値となる初析セメンタイト交線数 (NC) と鋼レールの化学成分の関係を重相関により求めた。その結果、鋼レールの化学成分 (mass%) の寄与度を評価した式1の値 (CE値) を算定することにより、靭性低下の発生の閾値となる初析セメンタイト交線数 (NC) が求められるこを見いたしました。

さらに、本発明者らは、レール柱部の靭性を向上させる方法を検討した結果、レール柱部の初析セメンタイト交線数 (NC) をレールの化学成分で算定されるCE値以下とすることにより、現行の鋼レールと比較して、柱部の初析セメンタイト組織の生成量が低減し、レールの柱部の靭性低下が防止できることを知見した。

$$CE = 60[\text{mass\%C}] - 10[\text{mass\%Si}] + 10[\text{mass\%Mn}] + 500[\text{mass\%P}] + 50[\text{mass\%S}] + 30[\text{mass\%Cr}] - 54 \dots \quad (1) \text{ 式}$$

$$NC \text{ (柱部の初析セメンタイト組織との交線数)} \leq CE \text{ (式1)}$$

なお、本発明において、レール柱部の中立軸中央部の初析セメンタイト交線数 (NC) を低減するには、連続铸造に関しては、①铸造速度の調整等による軽圧下の最適化、②铸造温度の低減による凝固組織微細化が有効である。また、レール熱処理に関しては、③レール頭部に加えて、柱部に加速冷却を行う方法が有効である。さらに、初析セメンタイト交線数 (NC) をより一層低減するには、上記の連続铸造と熱処理の組み合わせや初析セメンタイト組織の生成を抑制する効果のあるAl、凝固組織を微細にするZrの添加が有効である。

#### (4) レール柱部初析セメンタイト組織の現出方法

請求項10, 32において記載されている初析セメンタイト組織の現

出方法について説明する。まず、レール柱部の横断面をダイヤ研磨する。続いて、被研面をピクリン酸カセイソーダ液で浸漬し、初析セメンタイト組織を現出する。現出条件は、研磨面の状態により若干調整が必要であるが、基本的には、液温80°C、約120分の浸漬が望ましい。

#### (5) 初析セメンタイト組織の現出方法・初析セメンタイト交線数(NC)の測定方法

次に、初析セメンタイト交線数(NC)の測定方法について説明する。初析セメンタイトは旧オーステナイト結晶粒界に生成しやすい。初析セメンタイト組織を現出したレール柱部の中立軸中央部を光学顕微鏡により観察する。次に、視野倍率200倍で直交する300μmの線分と交差する初析セメンタイト組織(図中の網目)の交点数をカウントする。図2にこの測定方法の模式図を示す。交差する初析セメンタイト組織の本数は、直交する300μmの各線分X, Yと交差した本数の合計([Xn=4]+[Yn=7])とした。なお、観察視野としては、偏析の強弱による初析セメンタイト組織のばらつきを考慮すると、最低でも5視野以上の観察を行い、その平均値を代表値とすることが望ましい。

#### (6) CE値を求める式

CE値を求める式を上記のように規定した理由を説明する。CE値を求める式は、高炭素含有のパーライト組織の鋼レールを用いて、柱部の靱性と初析セメンタイト組織の生成状況の関係を調査し、次に、レール柱部における靱性低下が発生する閾値となる初析セメンタイト交線数(NC)と鋼レールの化学成分(mass%)との関係を重相関により求めたものである。以下にその相関式(式1)を示す。

$$CE = 60[\text{mass\%C}] - 10[\text{mass\%Si}] + 10[\text{mass\%Mn}] + 500[\text{mass\%P}] + 50[\text{mass\%S}] + 30[\text{mass\%Cr}] - 54 \dots \quad (1) \text{ 式}$$

各化学成分の係数は、レール柱部のセメントイト組織生成に対する寄与度を表しており、+は正の相関、-は負の相関を示し、係数の絶対値はその寄与度の大きさを示す。また、上式で算定したCE値は、少數点以下の下一桁を四捨五入した自然数をとるものとする。なお、上記限定の化学成分の組み合わせによっては、CE値が0または負になる場合が存在する。CE値が0または負になる場合の成分系については、例え、上記限定範囲の化学成分組成であっても、本発明の対象外とする。

更に、本発明者らは、高炭素含有のレール圧延用鋼片を再加熱し、熱間圧延を行う工程において、鋼片に割れが発生する原因について調査を行った。その結果、鋼片の割れは、鋼片の加熱温度が最も高い外表面近傍の凝固組織の偏析部において、鋼片の一部が溶融し、これが圧延により開口することで発生していること。さらに、この割れの発生は、鋼片の最高加熱温度が高いほど、また、鋼片の炭素量が高いほど発生しやすいことが明らかとなった。

そこで、本発明者らは、割れの原因である部分的な溶融が発生する鋼片の最高加熱温度と鋼片の炭素量の関係を実験により検討した。その結果、鋼片の部分的な溶融が発生する最高加熱温度は、下記(2式)に示す鋼片の炭素量(mass%)を用いた2次式で表すことができ、鋼片の最高加熱温度( $T_{max}$  ; °C)をこの2次式から求められるCT値以下に制御することにより、再加熱状態での鋼片の部分的な溶融やこれにともなう熱間圧延時の割れや破断が防止できることを見出した。

$$CT = 1500 - 140 ([\text{mass\%C}]) - 80([\text{mass\%C}])^2 \cdots \quad (2) \text{ 式}$$

次に、本発明者らは、高炭素含有のレール圧延用鋼片を用いて熱間圧延を行う再加熱工程において、鋼片の外表面部の脱炭が促進される要因を解析した。その結果、鋼片の外表面部の脱炭は、鋼片を

再加熱する際の温度やその保持時間、さらには、鋼片の炭素量に大きく影響されていることがわかった。

そこで、本発明者らは、鋼片を再加熱する際の温度やその保持時間は、さらには、鋼片の炭素量と鋼片外表面部の脱炭量の関係を明らかにした。その結果、鋼片の外表面部の脱炭量は、ある一定温度以上に保持される時間が長いほど、さらに、鋼片の炭素量が高いほど促進されることがわかった。

さらに本発明者らは、鋼片の炭素量と最終圧延後のレールの諸特性が低下しない鋼片の再加熱時における保持時間の関係を実験により検討した。その結果、鋼片の保持時間は、再加熱温度1100°C以上を基準とした場合、下記（3式）に示す鋼片の炭素量（mass%）を用いた2次式で表すことができ、鋼片の再加熱時間（M<sub>max</sub>; min）をこの2次式から求められるCM値以下に制御することにより、鋼片外表面部のパーライト組織の炭素量や硬さの低下が抑制され、最終圧延後のレールの耐摩耗性や疲労強度の低下が抑制できることを見出した。

$$CM = 600 - 120 ([\text{mass\%C}]) - 60 ([\text{mass\%C}])^2 \dots \text{ (3) 式}$$

したがって、本発明では、高炭素含有のレール鋼において、高炭素含有のレール圧延用鋼片を用いて熱間圧延を行う再加熱工程において、鋼片の最大加熱温度や、ある一定温度以上に加熱される保持時間の適正化を図り、鋼片の部分的な溶融を防止することにより、熱間圧延時の割れや破断を防止し、さらに、レール外表面部の脱炭を抑制することにより、耐摩耗性や疲労強度の低下を抑制し、高効率に高品質なレールが製造できることを知見した。

すなわち、本発明は、高炭素含有のレール圧延用鋼片を用いて熱間圧延を行う再加熱工程において、鋼片の部分的な溶融を防止し、さらに、鋼片外表面部の脱炭を抑制し、高効率に高品質なレールを

製造するもので、その条件を以下に説明する。

(7) 熱間圧延を行う再加熱工程における鋼片の最大加熱温度 ( $T_{max}$  ; °C) の限定理由について

レール圧延用鋼片に熱間圧延を行う際の再加熱工程において、鋼片の最大加熱温度 ( $T_{max}$  ; °C) を、鋼レールの炭素含有量から求められるCT値以下に限定した理由について詳細に説明する。

高炭素含有のレール圧延用鋼片を用いて熱間圧延を行う再加熱工程において、鋼片に部分的な溶融が発生し、熱間圧延を行う際に、鋼片に割れが発生する要因を実験により調査した。その結果、鋼片の最高加熱温度が高いほど、また、鋼片の炭素量が高いほど、再加熱時に鋼片に部分的な溶融が発生し、圧延時に割れが発生し易いことを確認した。

そこで、鋼片の炭素量と鋼片も部分的な溶融が発生する最高加熱温度との関係を重相関により求めた。以下にその相関式（2式）を示す。

$$CT = 1500 - 140 ([mass\%C]) - 80([mass\%C])^2 \dots (2) \text{ 式}$$

したがって、(2)式は実験回帰式であり、鋼片の最高加熱温度 ( $T_{max}$  ; °C) を鋼片の炭素量を用いた2次式から求められるCT値以下に制御することにより、再加熱時の鋼片の部分的な溶融やこれにともなう圧延時の鋼片の割れや破断を防止することができる。

(8) 熱間圧延を行う再加熱工程における鋼片の加熱保持時間 ( $M_{max} ; min$ ) の限定理由について

レール圧延用鋼片に熱間圧延を行う際の再加熱工程において、鋼片が1100°C以上に加熱される保持時間 ( $M_{max} ; min$ ) を、鋼レールの炭素含有量から求められるCM値以下に限定した理由について詳細に説明する。

高炭素含有のレール圧延用鋼片を用いて熱間圧延を行う再加熱工

程において、鋼片の外表面部の脱炭量が増加する要因を実験により調査した。その結果、ある一定温度以上に保持される時間が長いほど、さらに、鋼片の炭素量が高いほど、再加熱時に脱炭が促進されることがわかった。

そこで、鋼片の脱炭が著しい再加熱温度1100°C以上の温度域において、鋼片の炭素量と最終圧延後のレールの諸特性が低下しない鋼片の加熱保持時間の関係を重相関により求めた。以下にその相関式（3式）を示す。

$$CM = 600 - 120 ([\text{mass\%C}]) - 60([\text{mass\%C}])^2 \dots \quad (3) \text{ 式}$$

したがって、（3）式は実験回帰式であり、鋼片の再加熱温度1100°C以上の温度域において、加熱保持時間（M<sub>max</sub>；min）をこの2次式から求められるCM値以下に制御することにより、鋼片外表面部のペーライト組織の炭素量や硬さの低下が抑制され、最終圧延後のレールの耐摩耗性や疲労強度の低下が抑制できる。

なお、加熱保持時間（M<sub>max</sub>；min）の下限値については、特に限定しないが、鋼片を均一に熟熱させ、レール圧延時の成形性を確保する観点から、250min以上とすることが望ましい。

上記限定のレール圧延用鋼片の再加熱工程における加熱温度やその時間の制御については、直接、鋼片の外表面部を測温し、その温度や時間を制御することが望ましい。しかし、工業的にその測定が困難な場合は、加熱炉の平均的な雰囲気温度や所定の雰囲気温度における在炉時間を制御しても同様の効果が得られ、高効率に高品質なレールを製造することが可能となる。

次に、本発明者らは、高炭素の鋼レールにおいて、レール頭部のペーライト組織の高硬度化、柱部、足部の初析セメントイト組織の生成が抑制可能な熱処理方法を検討した。その結果、熱間圧延後のレールにおいて、頭部の加速冷却に加えて、柱部や足部をある一定

時間内において、オーステナイト域から加速冷却する、または、昇温し、その後、加速冷却することにより、レール頭部の高硬度化と柱部や足部の初析セメンタイト組織の生成を抑制できることが確認された。

まず、本発明者らは、実レール製造において、レール頭部のパーライト組織の高硬度化を図る製造方法を検討した。その結果、レール頭部のパーライト組織の硬さは、熱間圧延終了後の経過時間とその後の加速冷却速度との相関があり、熱間圧延終了後の経過時間がある一定範囲内とし、その後の加速冷却速度をある一定範囲内し、その加速冷却停止温度を一定温度以上とすることにより、レール頭部をパーライト組織とし、高硬度化が図れることを見出した。

さらに、本発明者らは、実レール製造において、レール柱部、足部の初析セメンタイト組織の生成が抑制可能な製造方法を検討した。その結果、初析セメンタイト組織は、熱間圧延終了後の経過時間とその後の加速冷却時間との相関があり、熱間圧延終了後の経過時間がある一定範囲内とし、①その後の加速冷却速度をある一定範囲内し、その加速冷却停止温度を一定温度以上とする、または、②ある一定範囲の昇温を行い、その後、一定冷却速度範囲内の加速冷却を行うことにより、初析セメンタイト組織の生成が抑制できることを見出した。

これらの製造方法に加えて、本発明者らは、上記の製造方法において、レール長手方向の材質の均一性を確保するレールの製造方法を検討した。その結果、レール圧延時のレール長さがある一定の長さを超えると、圧延後のレール両端部と内部、さらには、圧延後のレール両端部の温度差が過大となり、上記のレール製造方法では、レール全長に渡る温度や冷却速度の制御が困難となり、レール長手方向の材質が不均一になることがわかった。そこで、実レールの圧

延実験により、材質の不均性が確保される最適な圧延長さを検討した結果、経済性を考慮すると、圧延長さにある一定の範囲が存在することを知見した。

さらに、本発明者らは、レール頭部の延性を確保するレールの製造方法を検討した。その結果、レール頭部の延性は熱間圧延温度や圧延時の断面減少率、圧延時のパス間時間、さらには、最終圧延終了から熱処理開始まで経過時間と相関があり、レール頭部の最終圧延温度、断面減少率、パス間時間、熱処理開始まで経過時間がある一定範囲内に制御することにより、レール頭部の延性が確保され、同時に、レールの成形性も確保できることがわかった。

したがって、本発明では、高炭素含有のレール鋼において、レール頭部の高硬度化、レール柱部、足部の初析セメンタイト組織の生成を抑制するため、熱間圧延終了後、ある一定時間内で、レール頭部、柱部、足部に加速冷却を行うことにより、さらには、レール柱部や足先部を昇温し、その後、加速冷却することにより、レール頭部の耐摩耗性、疲労き裂や脆性破壊に有害な初析セメンタイト組織の生成が抑制可能となり、さらに、圧延時のレール長さ、レール頭部の最終圧延温度、断面減少率、パス間時間、圧延終了から熱処理開始まで経過時の適正化を図ることにより、レール頭部の耐摩耗性、レール長手方向の材質均一性、レール頭部の延性、レール柱部や足部の疲労強度や破壊靭性を確保できることを知見した。

すなわち、本発明による、高炭素含有のレール鋼は、パーライトブロックサイズを微細化し、レール頭部の延性を確保し、さらに、レール頭部の耐摩耗性、レール柱部や足先部の疲労強度や破壊靭性の低下を防止し、レール長手方向の材質の均一性を確保しうる。

#### (9) 加速冷却条件の限定理由

請求項 1 1 ~ 1 6 において、熱間圧延終了後の加速冷却開始まで

の経過時間、加速冷却速度、加速冷却温度範囲を限定した理由について詳細に説明する。

まず、熱間圧延終了後の加速冷却開始までの経過時間について説明する。

加熱間圧延終了後の加速冷却開始までの経過時間が 200秒を超えると、本成分系では、圧延後にオーステナイト粒径が粗大化し、結果として、パーライトブロックが粗大化し、延性が十分に向上せず、さらに、成分系によっては、初析セメンタイト組織が生成し、レール疲労強度や韌性を低下する。このため、加速冷却開始までの経過時間を 200 sec 以内とした。なお、経過時間が 200 sec を超えても、延性以外のレール材質が大きく低下するものではない。したがって、経過時間が 250 sec 以内であれば、実使用上問題ないレール材質が確保される。

なお、熱間圧延終了直後のレールは、圧延時のロール抜熱等により、断面内において温度のムラが発生し、このため、加速冷却後のレール断面内の材質が不均一となる。断面内において温度のムラを抑制し、レール断面内の材質を不均一化するには、圧延後、5 秒以上経過した後に加速冷却を施すことが望ましい。

次に、加速冷却速度の範囲について説明する。

まず、レール頭部の加速冷却条件について説明する。レール頭部の加速冷却速度が 1 °C/sec 未満では、本成分系では、レール頭部の高硬度が図れず、レール頭部の耐摩耗性の確保が困難となる。また、初析セメンタイト組織が生成し、レールの延性が低下する。さらに、パーライト変態温度が上昇し、パーライトブロックが粗大化し、レールの延性が低下する。また、加速冷却速度が 30 °C/sec を超えると、本成分系では、マルテンサイト組織が生成し、レール頭部の韌性が大きく低下する。このため、レール頭部の加速冷却速度の

範囲を 1 ~ 30 °C/sec の範囲に限定した。

なお、上記の加速冷却速度は、加速冷却開始から終了までの平均的な冷却速度であり、冷却途中の冷却速度を示すものではない。したがって、加速冷却開始から終了までの平均的な冷却速度が上記限定範囲内であれば、パーライトブロックサイズの微細化が図れ、同時に、レール頭部の高硬度化も可能となる。

次に、加速冷却温度の範囲について説明する。550 °C を超えた温度でレール頭部の加速冷却を終了すると、加速冷却終了後に、レール内部から過大な復熱が発生する。この結果、温度上昇によりパーライト変態温度が上昇し、パーライト組織の高硬度が図れず、耐摩耗性を確保できない。さらに、パーライトブロックが粗大化し、レールの延性が低下する。このため、少なくとも 550 °C まで加速冷却を行うことを限定した。

なお、レール頭部の加速冷却を終了する温度の下限は特に限定しないが、レール頭部の硬度を確保し、かつ、頭部内部の偏析部等に生成しやすいマルテンサイト組織の生成を防止するには、自質的に 400 °C が下限となる。

次に、請求項 16において、初析セメンタイト組織の生成を防止する、レール頭部、柱部、足部の加速冷却条件について説明する。

まず、加速冷却速度の範囲について説明する。加速冷却速度が 1 °C/sec 未満では、本成分系では、初析セメンタイト組織の生成の抑制が困難となる。また、加速冷却速度が 10 °C/sec を超えると、本成分系では、レール柱偏析部や足部偏析部にマルテンサイト組織が生成し、レールの韌性が大きく低下する。このため、加速冷却速度の範囲を 1 ~ 10 °C/sec の範囲に限定した。

なお、上記の加速冷却速度は、加速冷却開始から終了までの平均的な冷却速度であり、冷却途中の冷却速度を示すものではない。し

たがって、加速冷却開始から終了までの平均的な冷却速度が上記限定範囲内であれば、初析セメンタイト組織の生成の抑制が可能となる。

次に、加速冷却温度の範囲について説明する。650°Cを超えた温度で加速冷却を終了すると、加速冷却終了後に、レール内部から過大な復熱が発生する。この結果、温度上昇により、パーライト組織が生成せず、初析セメンタイト組織が生成する。このため、少なくとも650°Cまで加速冷却を行うことを限定した。

なお、加速冷却を終了する温度の下限値は特に限定していないが、初析セメンタイト組織の生成を抑制し、かつ、柱偏析部のマルテンサイト組織の生成を防止するには、自質的に500°Cが下限となる。

#### (10) レール柱部および足部の熱処理条件の限定理由

レール柱部および足先部の初析セメンタイト組織の生成を完全に防止するため、上記の冷却方法に加えて、さらに限定的な熱処理を行う。次に、レール柱部および足先部の熱処理時の条件について説明する。

まず、請求項19, 20において、レール柱部の熱処理条件について説明する。まず、熱間圧延終了後のレール柱部の急速冷却開始までの時間について説明する。加熱間圧延終了後のレール柱部の急速冷却開始までの時間が100secを超えると、本成分系では、急速冷却前にレール柱部に初析セメンタイト組織の生成し、レール疲労強度や韌性の低下させるため、急速冷却開始までの経過時間を100sec以内とした。

なお、レール柱部の熱間圧延終了後の急速冷却開始までの時間については、特に下限値は限定していないが、レール柱部のオーステナイト粒の均一化や圧延時の温度ムラの低減を図るため、熱間圧延

終了後 5 sec 以上経過した後に急速冷却を開始することが望ましい。

次に、レール柱部の急速冷却時の冷却速度範囲について説明する。冷却速度が  $2^{\circ}\text{C/sec}$  未満では、本成分系では、レール柱部の初析セメンタイト組織の生成の抑制が困難となる。また、冷却速度が  $20^{\circ}\text{C/sec}$  を超えると、本成分系では、レール柱部の偏析帯にマルテンサイト組織が生成し、レール柱部の韌性が大きく低下する。このため、レール柱部の急速冷却時の冷却速度範囲を  $2 \sim 20^{\circ}\text{C/sec}$  の範囲に限定した。

なお、上記のレール柱部の急速冷却時の冷却速度は、冷却開始から終了までの平均的な冷却速度であり、冷却途中の冷却速度を示すものではない。したがって、冷却開始から終了までの平均的な冷却速度が上記限定範囲内であれば、初析セメンタイト組織の生成の抑制が可能となる。

次に、レール柱部の急速冷却時の冷却温度範囲について説明する。 $650^{\circ}\text{C}$  を超えた温度で急速冷却を終了すると、急速冷却終了後に、レール内部から過大な復熱が発生する。この結果、温度上昇により、パーライト組織が十分に生成する前に、初析セメンタイト組織が生成する。このため、少なくとも  $650^{\circ}\text{C}$  まで急速冷却することを限定した。

なお、急速冷却を終了する温度の下限値は特に限定していないが、初析セメンタイト組織の生成を抑制し、かつ、柱の偏析部等により生成するミクロマルテンサイト組織の生成を防止するには、自質的に  $500^{\circ}\text{C}$  が下限となる。

次に、請求項 22, 23において、熱間圧延終了後のレール柱部の昇温開始までの時間、昇温温度範囲を上記請求範囲に限定した理由について詳細に説明する。

まず、熱間圧延終了後のレール柱部の昇温開始までの時間について説明する。熱間圧延終了後のレール柱部の昇温開始までの経過時間が 100 sec を超えると、本成分系では、昇温前にレール柱部に初析セメンタイト組織の生成し、昇温しても、その後の熱処理において、初析セメンタイト組織が残留し、レールの疲労強度や韌性の低下させるため、昇温開始までの時間を 100 sec 以内とした。

なお、レール柱部の熱間圧延終了後の昇温開始までの時間については、特に下限値は限定していないが、圧延時の温度ムラの低減し、精度よく昇温を図るため、熱間圧延終了後 5 sec 以上経過した後に昇温を開始することが望ましい。

次に、レール柱部の昇温温度の範囲について説明する。昇温温度が 20 °C 未満では、その後の加速冷却前に、レール柱部に初析セメンタイト組織が生成し、レール柱部の疲労強度や韌性を低下させる。また、昇温温度が 100 °C を超えると、熱処理後のパーライト組織が粗大になり、レール柱部の韌性が低下する。このため、レール柱部の昇温温度を 20 ~ 100 °C の範囲に限定した。

次に、請求項 18, 20 において、レール足先部の熱処理条件について説明する。まず、熱間圧延終了後のレール足先部の急速冷却開始までの時間について説明する。加熱間圧延終了後のレール足先部の急速冷却開始までの時間が 60 sec を超えると、本成分系では、急速冷却前にレール足先部に初析セメンタイト組織の生成し、レール疲労強度や韌性の低下させるため、急速冷却開始までの経過時間を 60 sec 以内とした。

なお、レール足先部の熱間圧延終了後の急速冷却開始までの時間については、特に下限値は限定していないが、レール足先部のオーステナイト粒の均一化や圧延時の温度ムラの低減を図るため、熱間

圧延終了後 5 sec 以上経過した後に急速冷却を開始することが望ましい。

次に、レール足先の急速冷却時の冷却速度範囲について説明する。冷却速度が 5 °C/sec 未満では、本成分系では、レール足先部の初析セメンタイト組織の生成の抑制が困難となる。また、冷却速度が 20 °C/sec を超えると、本成分系では、レール足先部にマルテンサイト組織が生成し、レール足先部の韌性が大きく低下する。このため、レール足先部の急速冷却時の冷却速度範囲を 5 ~ 20 °C/sec の範囲に限定した。

なお、上記のレール足先部の急速冷却時の冷却速度は、冷却開始から終了までの平均的な冷却速度であり、冷却途中の冷却速度を示すものではない。したがって、冷却開始から終了までの平均的な冷却速度が上記限定範囲内であれば、初析セメンタイト組織の生成の抑制が可能となる。

次に、レール足先部の急速冷却時の冷却温度範囲について説明する。650 °C を超えた温度で急速冷却を終了すると、急速冷却終了後に、レール内部から過大な復熱が発生する。この結果、温度上昇により、パーライト組織が十分に生成する前に、初析セメンタイト組織が生成する。このため、少なくとも 650 °C まで急速冷却することを限定した。

次に、請求項 21, 23において、熱間圧延終了後のレール足先部の昇温開始までの時間、昇温温度範囲を上記範囲に限定した理由について詳細に説明する。

まず、熱間圧延終了後のレール足先部の昇温開始までの時間について説明する。熱間圧延終了後のレール足先部の昇温開始までの経過時間が 60 sec を超えると、本成分系では、昇温前にレール足先部に初析セメンタイト組織の生成し、昇温しても、その後の熱処

理において、初析セメントタイト組織が残留し、レールの疲労強度や韌性の低下させるため、昇温開始までの時間を 60 sec 以内とした。

なお、レール足先部の熱間圧延終了後の昇温開始までの時間については、特に下限値は限定していないが、圧延時の温度ムラの低減し、精度よく昇温を図るため、熱間圧延終了後 5 sec 以上経過した後に昇温を開始することが望ましい。

次に、レール足先部の昇温温度の範囲について説明する。昇温温度が 50 °C 未満では、その後の加速冷却前に、レール足先部に初析セメントタイト組織が生成し、レール足先部の疲労強度や韌性を低下させる。また、昇温温度が 100 °C を超えると、熱処理後のペーライト組織が粗大になり、レール足先部の韌性が低下する。このため、レール足先部の昇温温度を 50 ~ 100 °C の範囲に限定した。

なお、以上の熱処理を行う際の頭部における条件は、熱間圧延～熱処理時間は 200 秒以内、仕上げ熱延の最終パスの減面率は 6 % 以上とするのが好ましく、もしくはさらに、仕上げ圧延を 1 パス当たりの断面減少率が 1 ~ 30 % の 2 パス以上で、かつ圧延パス間を 10 秒以下とする連続圧延を行うのが好ましい。

#### (11) 热間圧延後のレール長さの限定理由

請求項 5, 27において、熱間圧延後のレール長さを上記範囲内に限定した理由について詳細に説明する。

熱間圧延後のレール長さが 200m を超えると、圧延後のレール両端部と内部、さらには、圧延後のレール両端部の温度差が過大となり、上記のレール製造方法を用いても、レール全長に渡る温度や冷却速度の制御が困難となり、レール長手方向の材質が不均一になる。また、熱間圧延後のレール長さが 100m 未満になると、圧延効率が低下し、レール製造がコストが増加する。このため、熱間圧延後

のレール長さを 100～200 m の範囲とした。

なお、製品としてレール長さを 100～200 m を確保するには、この圧延長さに切りしろを加えて長さとすることが望ましい。

#### (12) 熱間圧延時の圧延条件の限定理由

請求項 1 1～1 4において、熱間圧延時の圧延条件を上記範囲に限定した理由を詳細に説明する。

熱間圧延終了温度が 1 0 0 0 °C を超えると、上記の成分系では、レール頭部のペーライト組織が微細化せず、延性が十分に向上しない。また、熱間圧延終了温度が 8 5 0 °C 未満では、レールとしての形状を制御することが困難となり、製品形状を満足したレールの製造が困難となる。また、レールの温度が低いため、圧延直後に初析セメンタイト組織が生成し、レールの疲労強度や韌性を低下させる。このため、熱間圧延終了温度を 8 5 0 ～ 1 0 0 0 °C の範囲とした。

熱間圧延時の最終パスの断面減少率が 6 % 未満になると、レール圧延後のオーステナイト粒径の微細化が図れず、結果的にペーライトブロックサイズが粗大化し、レール頭部の延性が確保できない。このため、最終パスの断面減少率を 6 % 以上とした。

上記の圧延温度および断面減少率の制御に加えて、レール頭部の延性を向上させるため、最終圧延を連続して 2 パス以上行い、さらに、1 パス当たりの断面減少率およびパス間時間の制御を行う。

次に、請求項 1 4において、最終圧延の 1 パス当たりの断面減少率およびパス間時間を上記範囲に限定した理由を詳細に説明する。

最終圧延の 1 パス当たりの断面減少率が 1 % 未満では、オーステナイト粒が全く微細化せず、結果的にペーライトブロックサイズの微細化も達成されず、レール頭部の延性が向上しない。このため、最終圧延の 1 パス当たりの断面減少率を 1 % 以上に限定した。また

、最終圧延の1パス当たりの断面減少率が30%を超える、レールとしての形状を制御することが不可能となり、製品形状を満足したレールの製造が困難となる。このため、最終圧延の1パス当たりの断面減少率を1～30%の範囲とした。

また、最終圧延時のパス間時間が10secを超えると、圧延後にオーステナイト粒が粒成長し、結果的にパーライトブロックサイズの微細化も達成されず、レール頭部の延性が向上しない。このため、最終圧延時のパス間時間を10sec以内とした。なお、パス間時間については下限を限定していないが、粒成長を抑制し、再結晶の連続化によりオーステナイト粒を微細化し、結果的にパーライトブロックサイズを微細化するには、なるべく短時間とするほうがよい。

ここで、レールの部位について説明する。図1はレール各部位の呼称を示したものである。「頭部」とは、図1に示す主に車輪と接触する部分（符号：1）、「柱部」とは、図1に示すレール頭部よりも下部の断面厚さが薄い部分（符号：5）、「足部」とは、図1に示すレール柱部よりも下部の部分（符号：6）である。また、「足先部」とは、図1に示すレール足部（符号：6）の先端部分（符号：7）である。本特許では、レール足先部は先端から10～40mmの領域をその対象範囲とする。したがって、「足先部」（符号：7）は足部（符号：6）の一部を示すものである。レール熱処理時の温度および冷却条件は、図1に示す頭部（符号：1）、足部（符号：6）のレール幅中央部、柱部（符号：5）のレール高さ中心部に相当する位置、足先部（符号：7）の足部先端から5mm位置において、表面から深さ0～3mmの範囲を測定すれば、それぞれの部位を代表させることができる。

なお、レール断面内の硬度や組織形態を均一化するには、上記3

点の冷却速度をなるべく同一とすることが望ましい。

また、レール圧延時の温度は、図1に示す頭部（符号：1）のレール幅中央部において、圧延直後の表面温度を測定すれば、所定の特性が得られる。

また、本発明者らは、高炭素含有のパーライト組織のレール鋼において、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成を防止できる冷却速度（初析セメンタイト組織の臨界冷却速度）とレール鋼の化学成分の関係について調査した。

レール頭部形状を再現した高炭素鋼の試験片を用いて熱処理実験を行った結果、レール鋼の化学成分（C, Si, Mn, Cr）と初析セメンタイト組織の臨界冷却速度には関係があり、セメンタイト生成促進元素であるCは正、焼入れ性元素であるSi, Mn, Crには負の相関があることが明らかとなった。

そこで、本発明者らは、初析セメンタイト組織の生成が顕著な炭素量0.85mass%超のレール鋼において、レール鋼の化学成分（C, Si, Mn, Cr）と初析セメンタイト組織の生成臨界冷却速度の関係を重相関により求めた。その結果、レール鋼の化学成分（mass%）の寄与度を評価した式1の値（CCR）を算定することにより、レール鋼の頭部内部での初析セメンタイト組織の臨界冷却速度の相当した値が求められ、さらに、レール鋼の熱処理において、レール鋼の頭部内部の冷却速度（ICR、°C/sec）をCCR値以上とすることにより、頭部内部に生成する初析セメンタイト組織が防止できることを知見した。

$$\text{CCR} = 0.6 + 10 \times ([\%C] - 0.9) - 5 \times ([\%C] - 0.9) \times [\%Si] - 0.17[\%Mn] - 0.13[\%Cr] \cdots (4) \text{ 式}$$

次に、本発明者らは、レール鋼の熱処理において、頭部内部の冷却速度（ICR、°C/sec）を制御する方法を検討した。

レール頭部の熱処理では、冷却はレール頭表面の全体で行われる。そこで、本発明者らはレール頭部形状を再現した高炭素鋼の試験片により熱処理実験を行い、レール頭表部の各部位の冷却速度と頭部内部の冷却速度の関係を求めた。その結果、頭部内部の冷却速度は、レール頭頂部表面の冷却速度 ( $TH$ 、 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ )、レール左右の頭側部表面の平均冷却速度 ( $TS$ 、 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ )、レール左右の頭部と柱部の境界部であるあご下部表面の平均冷却速度 ( $TJ$ 、 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ )と相関があり、頭部内部の冷却速度への寄与度を考慮した(5)式の値 (TCR)を用いることにより、頭部内部の冷却速度の評価できることを確認した。

$$TCR = 0.05TH(^{\circ}\text{C}/\text{sec}) + 0.10TS(^{\circ}\text{C}/\text{sec}) + 0.50TJ(^{\circ}\text{C}/\text{sec}) \cdots (5)$$

式

なお、上式に示す頭側部の冷却速度 ( $TS$ 、 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ )、あご下部の冷却速度 ( $TJ$ 、 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ )は、レール左右の各部位の平均値を示すものである。

さらに、本発明者らは、実験により TCR 値と頭部内部の初析セメントサイト組織の生成状況および頭表部の組織の関係を調査した。その結果、頭部内部の初析セメントサイト組織生成は TCR 値の大きさと相関があり、TCR 値がレール鋼の化学成分から求められる CCR 値の 2 倍以上になると、頭部内部の初析セメントサイト組織の生成が無くなることがわかった。

さらに、頭表部のミクロ組織との関係では、TCR 値がレール鋼の化学成分から求められる CCR 値の 4 倍以上になると、冷却が過剰となり、頭表部に耐摩耗性に有害なベイナイトやマルテンサイト組織し、レールの摩耗寿命を低下させることを見出した。

すなわち、本発明は TCR 値を  $4 \text{CCR} \geq TCR \geq 2 \text{CCR}$  の範囲に制御することにより、レール頭部の熱処理において、頭部内部の冷却速

度 (ICR、 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ ) を確保でき、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成防止、さらには、頭表部のパーライト組織の安定化が図れることを知見した。

したがって、本発明では、高炭素含有のレール鋼において、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成を防止するため、レール鋼の頭部内部の冷却速度 (ICR) をレール鋼の化学成分から求められる CCR 値以上とすることにより、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成防止が可能となり、さらに、この頭部内部の冷却速度 (ICR) の確保、頭表部のパーライト組織の安定化を図るため、レール頭表部の各部位の冷却速度から求められる TCR 値を、CCR 値から求められる範囲内に制御する必要があることを知見した。

すなわち、本発明は、重荷重鉄道で使用される高炭素含有のレール鋼の熱処理において、レール頭表部のパーライト組織の安定化を図り、同時に、頭部内部に発生しやすく、疲労損傷の起点となる初析セメンタイト組織の生成を防止し、耐摩耗性の確保と耐内部疲労損傷性を向上させることができる。

(13) 頭部内部の初析セメンタイト組織生成防止熱処理方法の限定理由

#### 1) CCR 値を求める式の限定理由

請求項 2 3において、CCR 値を求める式を上記のように規定した理由を説明する。

CCR 値を求める式は、まず、レール頭部の熱処理を再現した実験により、初析セメンタイト組織の生成臨界冷却速度を測定し、この初析セメンタイト組織の生成臨界冷却速度とレール鋼の化学成分 (C、Si、Mn、Cr) の関係を重相関により求めたものである。以下にその相関式 (4) 式を示す。したがって、1 式は実験回帰式であり、1 式で算定される値以上の冷却速度で頭部内部を冷却す

ることにより、初析セメンタイト組織の生成が防止できる。

$$\text{CCR} = 0.6 + 10 \times (\% \text{C}) - 0.9 - 5 \times (\% \text{C}) - 0.9 \times (\% \text{Si}) - 0.17 (\% \text{Mn}) - 0.13 (\% \text{Cr})$$

… (4) 式

2) レール頭部内部の冷却速度を規定した位置および冷却速度の温度範囲の限定理由

請求項 2 3において、レール頭部内部の冷却速度を規定した位置を頭頂部から深さ 30 mm の位置とした理由について説明する。

レール頭部の冷却速度は、レール頭表面から内部に向かって低下する傾向を示す。したがって、レール頭部において、冷却速度の遅い領域で生成する初析セメンタイト組織を防止するには、頭部内部の冷却速度の確保が必要である。実験により頭部内部の冷却速度を測定した結果、頭頂面から深さ 30 mm の位置の冷却速度が最も遅く、この位置での冷却速度が確保されると、レール頭部内部において初析セメンタイト組織の生成が防止できることを確認した。この結果から、レール頭部内部の冷却速度を規定する位置として、頭頂面から深さ 30 mm の位置を規定した。

次に、請求項 2 4において、レール頭部内部の冷却速度を規定した温度範囲を上記のように限定した理由を説明する。

上記限定の化学成分のレール鋼では、初析セメンタイト組織の生成温度が 750 ~ 650 °C の範囲であることが実験により確認されている。したがって、初析セメンタイト組織の生成を防止するには、少なくとも、上記の温度範囲において、頭部内部の冷却速度をある一定値以上とすることが必要である。この理由から、レール鋼の頭頂面から深さ 30 mm の位置の冷却速度を規定した温度範囲を 750 ~ 650 °C の範囲に限定した。

3) TCR 値を求める式およびその値の範囲の限定理由

請求項 2 4において、T C R 値を求める式を上記のように規定した理由を説明する。

T C R 値を求める式は、まず、レール頭部の熱処理を再現した実験により、頭頂部の冷却速度 (T、°C/sec)、頭側部の冷却速度 (S、°C/sec)、あご下部の冷却速度 (J、°C/sec)、さらに、頭部内部の冷却速度 (I C R、°C/sec) を測定し、これら頭表部の各部位の冷却速度を、頭部内部の冷却速度 (I C R) に対する寄与度で定式化したものである。以下にその式 (5 式) を示す。したがって、(5) 式は実験式であり、(5) 式で算定される値がある一定以上であれば、頭部内部の冷却速度を確保することが可能となり、初析セメンタイト組織の生成が防止できる。

$$T C R = 0.05 T \text{ (°C/sec)} + 0.10 S \text{ (°C/sec)} + 0.50 J \text{ (°C/sec)} \cdots (5) \text{ 式}$$

なお、上式に示す頭側部の冷却速度 (S、°C/sec)、あご下部の冷却速度 (J、°C/sec) は、レール左右の各部位の平均値を示すものである。

次に、請求項 2 4において、T C R 値を、4 C C R  $\geq$  T C R  $\geq$  2 C C R の範囲に限定した理由を説明する。

T C R 値が 2 C C R 未満になると、レール頭部内部の冷却速度 (I C R、°C/sec) が低下し、頭部内部に初析セメンタイト組織が生成し、内部疲労損傷が発生しやすくなる。さらに、レール頭表面の硬さが低下し、レールの耐摩耗性を確保できない。また、T C R 値が 4 C C R を超えると、レール頭表部の冷却速度が著しく増加し、頭表部に耐摩耗性に有害なベイナイトやマルテンサイト組織が生成し、レールの摩耗寿命を低下させる。このため、T C R 値を 4 C C R  $\geq$  T C R  $\geq$  2 C C R の範囲に限定した。

4) レール頭表部の冷却速度を規定した位置および冷却速度の温度

## 範囲の限定理由

まず、請求項 2 4において、レール頭表部の冷却速度を規定した位置を、頭頂部、頭側部、あご下部の 3ヶ所に限定した理由を説明する。

レール頭部内部の冷却速度は頭表面の冷却状態に大きく影響される。実験により頭部内部の冷却速度とレール頭表面の冷却速度の関係を調査した結果、頭部内部の冷却速度は、頭表面の抜熱面である頭頂部、頭側部（左右）、あご下部（左右）の 3面の冷却速度といい相関があり、この 3面の冷却速度を調整すれば、頭部内部の冷却速度を制御できることを確認した。この結果から、レール頭表部の冷却速度を規定する位置を頭頂部、頭側部、あご下部の 3ヶ所に限定した。

次に、請求項 2 4において、レール頭表部の冷却速度を規定した温度範囲を上記のように限定した理由を説明する。

上記限定の化学成分のレール鋼では、初析セメンタイト組織の生成温度が 750～650°C の範囲であることが実験により確認されている。したがって、初析セメンタイト組織の生成を防止するには、少なくとも、上記の温度範囲において、頭部内部の冷却速度をある一定値以上とすることが必要である。しかし、加速冷却終了時のレール頭部内部は、頭表面と比べて抜熱量が少ないため温度が高い。したがって、レール頭部内部では、初析セメンタイト組織が生成する 650°Cまでの温度領域において冷却速度を確保するには、頭表部の加速冷却停止温度を 650°Cよりも低くする必要がある。実験により頭表部の加速冷却停止温度を検証した結果、500°Cまで冷却すると、頭部内部の冷却停止温度が 650°C未満となることを確認した。これらの結果から、レール頭表部（頭頂部、頭側部、あご下部）の冷却速度を規定した温度範囲を 750～500°C の範囲

に限定した。

ここで、レールの部位について説明する。図10はレール頭部の各部位の呼称を示したものである。「頭表部」とは、レール頭頂面全体（符号：1）、「頭側部」とは、レール左右の頭側面全体（符号：2）、「あご下部」とは、レール左右の頭部と柱部の境界部全体（符号：3）、また、「頭部内部」とは、頭頂部のレール幅中央部から深さ30mmの位置近傍（符号：4）である。

レール熱処理時の加速冷却速度、加速冷却の温度範囲は、図10に示す頭頂部（符号：1）のレール幅中央部、頭側部（符号：2）のレール頭部高さ中央部、あご下部（符号：3）の中央部の頭表面、または、頭表面から深さ5mmの範囲を測定すれば、頭表部の各部位を代表させることができる。

また、この部分の温度や冷却速度を調整することにより、頭表面のパーライト組織の安定化や頭部内部（符号：4）冷却速度の制御が可能となり、頭表面の耐摩耗性の確保、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成の防止、さらには、耐内部疲労損傷性を向上させることができる。また、レール頭部熱処理時の加速冷却については、その必要性に応じて、 $T_{CR}$ 値が $4CCR \geq T_{CR} \geq 2CCR$ の範囲となるように、頭頂部、頭側部（左右）、あご下部（左右）の5ヶ所において、冷却の有無や加速冷却速度を任意に選ぶことができる。

なお、レール頭表部の硬度や組織形態を左右均等とするには、頭側部の左右、あご下部の左右の冷却速度を同一とすることが望ましい。

従って、高炭素含有のパーライト組織のレール鋼において、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成防止、さらには、頭表部のパーライト組織の安定化を図るには、レール頭部内部の冷却速度（IC

R) をレール鋼の化学成分から決定されるセメンタイト組織の生成臨界冷却速度に相当したCCR値以上とし、同時に、レール頭表部の各部位の冷却速度をTCR値の範囲にしたがって制御する必要がある。

本発明の熱処理方法によって製造された鋼レールの金属組織は、ほぼ全体にわたってパラライト組織であることが望ましい。成分系と加速冷却条件の選択によっては、パラライト組織中に微量な初析フェライト組織、初析セメンタイト組織およびベイナイト組織が生成することがある。しかし、パラライト組織中にこれらの組織が生成しても、微量であればレールの疲労強度や韌性に大きな影響をおよぼさない。このため、本発明の熱処理方法によって製造された鋼レールの頭部の組織としては、若干の初析フェライト組織、初析セメンタイト組織およびベイナイト組織が混在する場合も含まれる。

## 実施例

### (実施例 1)

表1に本発明レール鋼の化学成分、圧延および熱処理条件、頭部ミクロ組織（頭表面下5mm）、粒径1～15μmを有するパラライトブロックの粒数および測定位置、レール頭部（頭表面下5mm）の硬さを示す。また、表1には図4に示す強制冷却条件下における西原式摩耗試験での70万回繰り返し後のレール頭部材料の摩耗量、引張試験結果も併記した。図4において、8はレール試験片、9は相手材、10は冷却用ノズルを示す。

表2に比較レール鋼の化学成分、圧延および熱処理条件、頭部ミクロ組織（頭表面下5mm）、粒径1～15μmを有するパラライトブロックの粒数および測定位置、レール頭部（頭表面下5mm）の硬さを示す。また、表2には図4に示す強制冷却条件下における西原式

摩耗試験での70万回繰り返し後のレール頭部材料の摩耗量、引張試験結果も併記した。

なお、表1、表2の鋼はいずれも、熱間圧延～熱処理の時間は180秒、仕上げ熱延最終パスの減面率は6%の条件で製造した。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明レール鋼（12本）符号1～12

上記成分範囲内で、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲の少なくとも一部に、粒径1～15 $\mu$ mのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>あたり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

- ・比較レール鋼（10本）符号13～22

符号13～16：C, SiおよびMnの添加量が上記請求範囲外の比較レール鋼（4本）。

符号17～22：上記成分範囲内で、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲の少なくとも一部に、粒径1～15 $\mu$ mのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>あたり200個未満の比較レール鋼（6本）。

ここで、本明細書中の図について説明する。図1は本発明の耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの頭部断面表面位置での呼称および耐摩耗性が必要とされる領域を示したものである。図4は西原式摩耗試験機の概略を示したものである。図中8はレール試験片、9は相手材、10は冷却用ノズルである。また、図3は表1と表2に示す摩耗試験における試験片採取位置を図示したものである。図6は表1と表2に示す引張試験における試験片採取位置を図示したものである。

さらに、図7は表1に示す本発明レール鋼と表2に示す比較レール鋼の摩耗試験結果における炭素量と摩耗量の関係を示したもの、

図 8 は表 1 に示す本発明レール鋼と表 2 に示す比較レール鋼の引張試験結果における炭素量と全伸び値の関係を示したものである。

各種試験は次のとおりとした。

・頭部摩耗試験

試験機 : 西原式摩耗試験機（図 2 参照）  
 試験片形状 : 円盤状試験片（外径 : 30mm、厚さ : 8 mm）  
 試験片採取位置 : レール頭部表面下 2 mm（図 3 参照）  
 試験荷重 : 686 N（接触面圧 640 MPa）  
 すべり率 : 20%  
 相手材 : パーライト鋼 (Hv380)  
 霧囲気 : 大気中  
 冷却 : 圧搾空気による強制冷却（流量 : 100Nl/min）  
 繰返し回数 : 70万回

・頭部引張試験

試験機 : 万能小型引張試験機  
 試験片形状 : JIS 4 号相似  
 平行部長さ : 25mm、平行部直径 : 6 mm、  
 伸び測定評点間距離 : 21mm  
 試験片採取位置 : レール頭部表面下 5 mm（図 6 参照）  
 引張速度 : 10mm/min  
 試験温度 : 常温 (20°C)

表 1、表 2 に示すように、本発明レール鋼は、比較レール鋼と比べて、C, Si, Mn の添加量をある一定範囲内に納めることにより、レールの耐摩耗性や延性に悪影響を与える初析セメンタイト組織、初析フェライト組織やマルテンサイト組織などは生成せず、耐表面損傷性は良好であった。

また、図 7 に示すように、本発明レール鋼は、比較レール鋼と比

べて、炭素量をある一定範囲内に納めることにより耐摩耗性は向上した。特に、炭素量0.85%超の本発明レール鋼（符号：5～12）は、炭素量0.85%以下の本発明レール鋼（符号：1～4）と比べて、耐摩耗性はより一層向上した。

さらに、図8に示すように、本発明レール鋼は、比較レール鋼と比べて、粒径1～15 $\mu\text{m}$ のパーライトブロックの数を制御することにより、レール頭部の延性が向上しており、寒冷地におけるレール折損等の破壊の発生を防止することが可能となった。

表1

レ ン ダ ル 符 号	化 学 成 分 (mass %)				圧延および熱処理条件	頭部組織 (頭表面下 5mm点)	直 径 1 ～ 15 $\mu$ m の バ ーラ イト ツク 総 数 (個/0. 2mm2)	頭部硬さ (Hv 10kgf) 5mm点	頭部材料 摩耗量 (g)	頭部引張 試験結果 全伸び値 (%)	
	C	Si	Mn	Cr/Mo/V/Nb/B/Co/Cu /Ni/Ti/Mg/Ca/Al/Zr							
1	1	0.68	0.25	0.80	Ni:0.15	最終圧延減面率 : 13% 最終圧延温度 : 940°C 最绂数冷却速度 : 5°C/sec	バー ライ ト	405	335	1.35 22.5	
2	2	0.75	0.15	1.31	Ca:0.15	最終圧延減面率 : 10% 最終圧延温度 : 950°C 最绂数冷却速度 : 4°C/sec	バー ライ ト	231	358	1.24 18.3	
3	3	0.80	0.30	0.98		再加熱温度 : 870°C 加速冷却速度 : 7°C/sec	バー ライ ト	765	395	1.15 20.5	
4	4	0.85	0.45	1.00	Mo:0.02 Co:0.21	最終圧延減面率 : 9% 最終圧延温度 : 940°C 最绂数冷却速度 : 4°C/sec	バー ライ ト	321	405	1.08 16.0	
本 発 明 レ ン ダ ル	5	5	0.87	0.52	1.15	Mg:0.0021 Ca:0.0012	最終圧延減面率 : 12% 最終圧延温度 : 930°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	バー ライ ト	380	415	0.88 15.8
明 レ ン ダ ル	6	6	0.91	0.25	0.60	V:0.04 Cr:0.45	最終圧延減面率 : 9% 最終圧延温度 : 980°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	バー ライ ト	212	385	0.85 14.5
9	7	0.94	0.75	0.80	B:0.0012	最終圧延減面率 : 8% 最終圧延温度 : 960°C 加速冷却速度 : 3°C/sec	バー ライ ト	248	389	0.75 12.9	
10	8	8	1.01	0.81	1.05		最終圧延減面率 : 11% 最終圧延温度 : 960°C 加速冷却速度 : 6°C/sec	バー ライ ト	285	448	0.59 11.9
11	9	9	1.04	0.41	0.75	Cr:0.21 Zr:0.0015 Nb:0.018	最終圧延減面率 : 10% 最終圧延温度 : 950°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	バー ライ ト	265	422	0.62 10.9
12	10	10	1.10	0.45	1.65		最終圧延減面率 : 15% 最終圧延温度 : 935°C 加速冷却速度 : 6°C/sec	バー ライ ト	348	452	0.52 11.0
13	11	11	1.20	1.21	0.65	Ti:0.0130 Al:0.0400	最終圧延減面率 : 10% 最終圧延温度 : 920°C 加速冷却速度 : 8°C/sec	バー ライ ト	325	478	0.36 10.0
14	12	12	1.38	1.89	0.20	Al:0.18	再加熱温度 : 900°C 加速冷却速度 : 10°C/sec	バー ライ ト	574	415	0.30 11.5

注：残部は不可避的不純物およびFe

表2

レ ベル 号	鋼	化 学 成 分 (mass%)					圧延および熱処理条件	頭部組織 (頭表面下 5mm点)	直徑1~15μmの バークリット総数 (個/0.2mm <sup>2</sup> )	測定位置	頭部硬度 (Hv 10kgf) 5mm点下	頭部材料 摩擦量 (g)	頭部引張 試験結果 全伸び値 (%)
		C	Si	Mn	Cr/Mo/V/Nb/B/Co/Cu /Ni/Ti/Mg/Ca/Al/Zr								
13	13	0.60	0.25	0.80	Ni:0.12		最終圧延減面率 : 13% 最終圧延温度 : 940°C 加速冷却速度 : 3°C/sec	ペーライト + 初析フェライト	380	315	炭素量大 1.72		22.0
14	14	1.45	1.75	0.20	Al:0.18		最終圧延減面率 : 9% 最終圧延温度 : 970°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	ペーライト + 初析フェライト	205	375	0.34	初析セメント組織 生成→延性低下 8.9	
15	15	0.87	2.15	1.16	Mg:0.0015 Ca:0.0012	Cu:0.16	最終圧延減面率 : 12% 最終圧延温度 : 930°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	ペーライト 初析フェライト	370	435	0.90	Si固溶組織脆化 延性低下 12.0	
比 較 レ ベル	16	16	0.75	0.16	2.25		最終圧延減面率 : 10% 最終圧延温度 : 950°C 加速冷却速度 : 4°C/sec	ペーライト	240	528	マテソンサイト 生成量大 2.45	マテソンサイト 生成組織脆化 延性低下 5.2	
17	17	1.04	0.41	0.76	Cr:0.21		最終圧延減面率 : 5% 最終圧延温度 : 960°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	ペーライト	155	432	0.60	微細ハートアーヴィ 数減少→延性低下 8.6	
18	18	1.01	0.81	1.02	B:0.0015		最終圧延減面率 : 10% 最終圧延温度 : 1000°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	ペーライト	102	452	0.57	微細ハートアーヴィ 数減少→延性低下 8.8	
19	19	0.91	0.26	0.61	V:0.03		最終圧延減面率 : 5% 最終圧延温度 : 990°C 加速冷却速度 : 5°C/sec	ペーライト	95	394	0.82	微細ハートアーヴィ 数減少→延性低下 10.0	
20	20	0.94	0.71	0.75	Cr:0.44		最終圧延減面率 : 5% 最終圧延温度 : 1020°C 加速冷却速度 : 3°C/sec	ペーライト	56	405	0.71	微細ハートアーヴィ 数減少→延性低下 9.2	
21	21	1.20	1.15	0.60	Ti:0.0125 Al:0.0300		最終圧延減面率 : 5% 最終圧延温度 : 920°C 加速冷却速度 : 8°C/sec	ペーライト	175	480	0.34	微細ハートアーヴィ 数減少→延性低下 7.8	
22	22	1.38	1.75	0.25	Al:0.15		再加熱温度 : 1050°C 加速冷却速度 : 6°C/sec	ペーライト	56	425	0.34	微細ハートアーヴィ 数減少→延性低下 6.5	

注：残部は不可避的不純物およびFe

## (実施例 2)

表 3 に本発明レール鋼の化学成分、圧延および熱処理条件、頭部ミクロ組織（頭表面下 5 mm）、粒径 1 ~ 15 μm を有するパーライトブロックの粒数および測定位置、レール頭部（頭表面下 5 mm）の硬さを示す。また、表 3 には図 4 に示す強制冷却条件下における西原式摩耗試験での 70 万回繰り返し後のレール頭部材料の摩耗量、引張試験結果も併記した。

表 4 に比較レール鋼の化学成分、圧延および熱処理条件、頭部ミクロ組織（頭表面下 5 mm）、粒径 1 ~ 15 μm を有するパーライトブロックの粒数および測定位置、レール頭部（頭表面下 5 mm）の硬さを示す。また、表 4 には図 4 に示す強制冷却条件下における西原式摩耗試験での 70 万回繰り返し後のレール頭部材料の摩耗量、引張試験結果も併記した。

なお、表 3、表 4 の鋼はいずれも、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6 % の条件で製造した。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明レール鋼（16 本） 符号 23 ~ 38

上記成分範囲内で、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ 10 mmまでの範囲の少なくとも一部に、粒径 1 ~ 15 μm のパーライトブロックが被検面積 0.2 mm<sup>2</sup>あたり 200 個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

- ・比較レール鋼（16 本） 符号 39 ~ 54

符号 39 ~ 42 : C、Si および Mn の添加量が請求範囲外の比較レール鋼（4 本）。

符号 43 : レール長さが請求範囲外の比較レール鋼（1 本）。

符号 44, 47 : 圧延終了から加速冷却開始までの経過時間が請

求範囲外の比較レール鋼（2本）。

符号45, 46, 48：頭部加速冷却速度が請求範囲外の比較レール鋼（3本）。

符号49～54：上記成分範囲内で、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲の少なくとも一部に、粒径 $1 \sim 15 \mu\text{m}$ のパーライトブロックが被検面積 $0.2 \text{ mm}^2$ あたり200個未満の比較レール鋼（6本）。

各種試験の条件は実施例1と同様にして行った。

表3、表4に示すように、本発明レール鋼は、比較レール鋼と比べて、C, Si, Mnの添加量、圧延時のレール長さ、さらには、圧延終了から加速冷却開始までの経過時間がある一定範囲内に納めることにより、レールの耐摩耗性や延性に悪影響を与える初析セメントサイト組織、初析フェライト組織やマルテンサイト組織などは生成せず、耐表面損傷性は良好であった。

さらに、表3、表4に示すように、本発明レール鋼は、比較レール鋼と比べて、粒径 $1 \sim 15 \mu\text{m}$ のパーライトブロックの数を制御することにより、レール頭部の延性が向上しており、寒冷地におけるレール折損等の破壊の発生を防止することが可能となった。

表3

レ ン ル 号	鋼 種	化 學 成 分 (mass %)				熱間圧延 レール 長さ (m)	圧延終了から 加熱台昇温時間 (sec)	頭部加熱条件 上段: 冷却速度 下段: 沸騰停止 温度	頭部ミクロン組織 (頭表面 5mm)	直徑1.5μm の数 (頭/0.2mm <sup>2</sup> ) 測定位置	頭部硬度 (HV 10kgf) 下 (頭表面 5mm)	頭部材料 摩耗量 (g)	頭部引張 試験値 全伸び(%)
		C	Si	Mn	Cr/Mo/V/Nb/B/(Co/Cu /Ni/11Mg/Ca/Al/Zr/N)								
23	23	0.65	—	—	—	198	198	9°C/sec 530°C	ペーライト 頭表面下 3mm	223	305	1.45	22.5
24	24	0.68	0.25	0.80	Ni:0.15	189	185	5°C/sec 510°C	ペーライト 頭表面下 5mm	445	335	1.35	23.5
25	25	0.75	0.15	1.31	Cr:0.15	165	170	4°C/sec 545°C	ペーライト 頭表面下 4mm	231	358	1.24	18.6
26	26	0.80	0.30	0.98	—	175	185	7°C/sec 505°C	ペーライト 頭表面下 8mm	285	395	1.15	14.0
27	27	0.85	0.45	1.00	Mo:0.02 Co:0.21	150	180	4°C/sec 489°C	ペーライト 頭表面下 6mm	351	405	1.08	16.5
28	28	0.87	0.52	1.15	Mo:0.0021 Ca:0.0012	178	178	5°C/sec 475°C	ペーライト 頭表面下 3mm	405	415	0.91	16.2
29	29	0.91	0.25	0.60	V:0.02 N:0.0080	155	158	6°C/sec 515°C	ペーライト 頭表面下 1mm	325	405	0.83	15.0
30	30	0.91	0.25	0.60	V:0.04	155	156	5°C/sec 500°C	ペーライト 頭表面下 1mm	242	385	0.85	14.8
31	31	0.94	0.75	0.80	Cr:0.45	165	156	3°C/sec 520°C	ペーライト 頭表面下 3mm	268	389	0.75	13.0
32	32	1.01	—	—	—	165	135	12°C/sec 450°C	ペーライト 頭表面下 2mm	225	398	0.65	10.8
33	33	1.01	0.40	1.05	Cr:0.25	165	155	7°C/sec 450°C	ペーライト 頭表面下 2mm	305	448	0.60	11.8
34	34	1.04	0.41	0.75	Cr:0.21	150	115	10°C/sec 485°C	ペーライト 頭表面下 3mm	285	432	0.60	12.0
35	35	1.10	0.45	1.65	Zr:0.0015 Nb:0.018	135	115	6°C/sec 485°C	ペーライト 頭表面下 3mm	376	462	0.50	10.5
36	36	1.20	1.21	0.65	Ti:0.0130 Al:0.0400	120	58	12°C/sec 465°C	ペーライト 頭表面下 2mm	345	488	0.38	10.2
37	37	1.38	1.89	0.20	Al:0.18	110	25	18°C/sec 495°C	ペーライト 頭表面下 3mm	407	489	0.31	10.2
38	38	1.38	0.15	0.20	B:0.012	100	15	25°C/sec 485°C	ペーライト 頭表面下 3mm	305	465	0.35	10.0

注：残部は不可避的不純物およびFe

表4

レ ル 号	鋼 種	化 学 成 分 (mass%)				熱間圧延 レール 長さ (m)	圧延終了から 加熱冷却開始間 までの経過時間 (sec)	頭部加熱条件 上段: 冷却速度 下段: 冷却停止温度	頭部切削面下 5mm点)	直徑1~15μm バーグリードの総数 (測定位置)	頭部硬度 (頭部表面下 5mm点) (Hv 10kgf)	頭部材料 摩耗量 (g)	頭部引張 強度試験値 全伸び(%)	
		C	Si	Mn	Cr/Mo/V/Nb/B/Cu/ Ni/Ti/Mg/Ca/Al/Zr/N									
39	39	0.60	0.25	0.80	Ni:0.12	150	198	3°C/sec	バーライト + 初析セメント	250	315	1.72	22.0	
40	40	1.45	1.75	0.20	Al:0.18	105	100	5°C/sec	バーライト + 初析セメント	頭表面下 2mm	375	0.34	生成→延性低下 8.2	
41	41	0.87	2.15	1.16	Mg:0.0015 Ca:0.0012	155	160	5°C/sec	バーライト	頭表面下 3mm	320	S1過渡組織脆化 延性低下	9.0	
42	42	0.75	0.16	2.25	Cu:0.16	165	180	4°C/sec	バーライト + バルブ	頭表面下 3mm	435	0.90	初析セメント 生成耗耗 1.85	
43	34	1.04	0.41	0.75	Cr:0.21	250 (アラ) 長さ(アラ)	115	10°C/sec	バーライト + 初析セメント	頭表面下 4mm	222	528	1万カット 生成耗耗 2.45	初析セメント 生成耗耗 5.2
44	36	1.20	1.21	0.65	Ti:0.0130 Al:0.0400	120	265	485°C 12°C/sec	バーライト + 初析セメント	頭表面下 3mm	225	402	初析セメント 生成耗耗 1.85	初析セメント 生成耗耗 7.8
45	35	1.10	0.45	1.65	Zr:0.0015 Nb:0.018	110	115	0.5°C/sec	端部微量切削 + 初析セメント	頭表面下 2mm	215	478	初析セメント 生成耗耗 1.80	初析セメント 生成耗耗 6.9
46	30	0.91	0.25	0.60	V:0.04	155	156	35°C/sec	微量切削セメント + バルブ	頭表面下 3mm	256	389	微量切削セメント 生成耗耗 1.80	微量切削セメント 生成耗耗 7.2
47	23	0.65	—	—	—	198	300	500°C 9°C/sec	バーライト + バルブ	頭表面下 3mm	286	548	初期セメント 生成耗耗 2.25	初期セメント 生成耗耗 5.0
48	31	0.94	0.75	0.80	Cr:0.45	165	156	0.5°C/sec	バーライト	頭表面下 1mm	150	302	1.46	バーバルバーバル 粗大化
49	29	0.91	0.25	0.60	V:0.02 Nb:0.0080	155	215	6°C/sec	バーライト + バルブ	頭表面下 3mm	152	405	0.83	初期セメント 生成耗耗 10.5
50	32	1.01	—	—	—	165	205	12°C/sec	バーライト	頭表面下 3mm	205	280	1.25	バーバルバーバル 粗大化
51	33	1.01	0.40	1.05	Cr:0.25	165	235	7°C/sec	バーライト + バルブ	頭表面下 1mm	235	405	0.83	初期セメント 生成耗耗 10.5
52	35	1.10	0.45	1.65	Zr:0.0015 Nb:0.018	135	225	8°C/sec	バーライト	頭表面下 3mm	210	448	0.60	初期セメント 生成耗耗 10.6
53	36	1.20	1.21	0.65	Ti:0.0130 Al:0.0400	120	221	455°C 12°C/sec	バーライト + バルブ	頭表面下 2mm	234	462	0.51	初期セメント 生成耗耗 9.8
54	37	1.38	1.89	0.20	Al:0.18	110	201	18°C/sec	バーライト	頭表面下 3mm	251	480	0.39	初期セメント 生成耗耗 9.5
								495°C				480	0.34	初期セメント 生成耗耗 9.2

注：残部は不可避的不純物およびFe

## (実施例 3 )

実施例 2 の表 3 に示した鋼を用いて、表 5 に示すように、圧延終了から加速冷却までの時間と熱間圧延条件を変更して、実施例 1 , 2 と同様の試験を行った。

表 5 から明らかなように、圧延修了から加速冷却までの時間を 200 秒以内とし、さらに仕上げ熱間圧延のを 2 パス以上でパス間を 10 秒以内とした場合に、全伸び値をより向上させることができた。

表5

レ ル 番 号	鋼 種	熱間圧延 時間 長さ (m)	圧延終了から 加熱開始までの経過時間 (sec)	熱間圧延条件				頭部加速冷却条件		(頭表面下 5mm点) 直徑1~15μm の (個/0.2mm <sup>2</sup> ) 測定位置		頭部組織 (頭表面下 5mm点) 直徑1~15μm の (個/0.2mm <sup>2</sup> ) 測定位置	頭部硬度 (Hv 10kgf) (頭表面下 5mm点)	頭部引張 試験結果 全伸び値 (%)			
				Pass 3 間 隔 前 % sec	Pass 2 間 隔 前 % sec	Pass 1 間 隔 前 % sec	Pass 最終 間 隔 前 % sec	最終 時間 間 隔 前 % sec	最終 温度 Pass C	上段: 冷却速度 下段: 冷却停止温度 C							
55	23	198	198	—	—	—	—	—	6	980	9°C/sec	パーライト	253	305	1.45	24.5	
56	29	155	158	—	—	—	—	—	8	980	6°C/sec	パーライト	355	385	0.88	15.1	
57	29	155	158	—	—	—	—	—	9	970	6°C/sec	パーライト	385	385	0.88	15.4	
58	29	155	158	—	20	6	2	1	9	980	6°C/sec	パーライト	380	385	0.88	15.2	
59	31	165	156	—	—	—	—	—	8	960	2°C/sec	パーライト	298	380	0.80	13.3	
60	32	165	135	—	8	8	8	3	10	980	12°C/sec	パーライト	285	398	0.65	11.3	
61	33	165	155	—	—	—	—	—	7	950	7°C/sec	パーライト	335	448	0.64	12.0	
62	33	165	155	—	20	7	2	1	7	950	450°C	パーライト	355	448	0.64	12.2	
63	33	165	155	10	1	8	1	7	7	950	7°C/sec	パーライト	385	448	0.64	12.5	
64	35	135	115	—	18	7	3	1	7	920	8°C/sec	パーライト	398	462	0.50	10.8	
65	35	135	115	8	1	8	1	7	7	920	485°C	パーライト	435	462	0.50	11.5	
66	36	120	58	—	—	—	—	—	10	900	12°C/sec	パーライト	385	488	0.38	10.8	
67	37	110	25	8	0.5	8	0.5	8	0.5	12	930	18°C/sec	パーライト	487	489	0.31	10.6
68	29	155	158	—	—	—	—	—	5	930	6°C/sec	パーライト	245	385	0.88	13.1 (減面率小)	
69	33	165	155	—	20	15	2	15	7	950	7°C/sec	パーライト	265	448	0.64	11.0 ( <sup>°</sup> 時間時間大)	
70	33	165	155	10	2	8	3	8	20	5	950	7°C/sec	パーライト	235	448	0.64	10.5 ( <sup>°</sup> 時間時間大)

## (実施例 4)

表 6 に本発明レール鋼の化学成分、化学成分から式 1 より求まる C E 値、圧延前鉄片の製造状況およびレール熱処理時の冷却方法、柱部のミクロ組織、および、柱部初析セメンタイト組織の生成状況を示す。

表 7 に比較レール鋼の化学成分、化学成分から式 1 より求まる C E 値、圧延前鉄片の製造状況およびレール熱処理時の冷却方法、柱部のミクロ組織、および、柱部初析セメンタイト組織の生成状況を示す。

なお、表 6、表 7 の鋼はいずれも、レール頭部における熱間圧延～熱処理の時間は 180 秒、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6 % の条件で製造した。

また、頭頂部直下 5 mm における粒径 1 ~ 15  $\mu$ m のパーライトブロックは被検面積 0.2 mm<sup>2</sup>あたり 200 ~ 500 個であった。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明レール鋼 (12 本) 符号 71 ~ 82

上記成分範囲内で、柱部初析セメンタイト組織の本数 (N C) が上記化学成分値から算定される C E 値を超えないことを特徴とするレール柱部の初析セメンタイト組織の生成量を低減したレール。

- ・比較レール鋼 (11 本) 符号 83 ~ 93

符号 83 ~ 88 : C, Si, Mn, P, S および Cr の添加量が上記請求範囲外の比較レール鋼 (6 本)。

符号 89 ~ 93 : 上記成分範囲内で、柱部初析セメンタイト組織の本数 (N C) が上記化学成分値から算定される C E 値を超える比較レール鋼 (5 本)。

ここで、本明細書中の図について説明する。図 1 の符号 5 は偏析

帶に沿って初析セメンタイト組織が生成する領域（斜線部分）を示したものである。図2は初析セメンタイト組織の生成状況の評価方法を模式的に示したものである。

表6、7に示すように、本発明レール鋼は、比較レール鋼と比べて、C, Si, Mn, P, S, Crの添加量をある一定範囲内に納めることにより、柱部に生成する初析セメンタイト組織（セメンタイト交線数：NC）をCE値以下とすることができた。

また、鋳造時の軽圧下の最適化およびレール柱部の冷却を施すことにより、柱部に生成する初析セメンタイト組織（セメンタイト交線数：NC）をCE値以下とすることができた。

上記のように、C, Si, Mn, P, S, Crの添加量をある一定範囲内に納め、さらに、鋳造時の軽圧下の最適化およびレール柱部の冷却を施すことにより、柱部に生成する初析セメンタイト組織（セメンタイト交線数：NC）をCE値以下とすることができ、レール柱部の韌性低下を防止できた。

6

レ ル 番 号	化 学 成 分 (mass%)						CE*1	圧延前鋸片の製造状況 および レール熱処理時の冷却方法	柱部のミクロ組織*2	柱部初期粒状組織 の生成状況*3 (NC、本)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr					
本 發 明 レ ル 1 鋼	71	0.86	0.25	1.02	0.015	0.010	0.21	N:0.0085 /Ti:V/Nb/B/Co/Cu/Ni /Mg/Ca/Ai/Zr/N	20	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	72	0.90	0.15	0.65	0.028	0.015	0.25		27	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	73	0.93	0.56	1.75	0.015	0.011	0.10	Ni:0.20	25	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	74	0.95	0.80	0.11	0.011	0.010	0.78		26	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	75	0.98	0.40	0.70	0.018	0.024	0.25		26	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	76	1.00	1.35	0.45	0.012	0.008	0.15	Co:0.15 Mo:0.03	8	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	77	1.05	0.50	1.00	0.008	0.010	0.35	Al:0.10 Cu:0.25	29	レール柱部冷却	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	78	1.10	1.25	0.65	0.010	0.015	0.12	Mg:0.0015 Ca:0.0015	15	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	79	1.13	0.80	0.95	0.012	0.019	0.06	B:0.0012 Ti:0.0120	24	レール柱部冷却	微量初析セシタイト + ハーベイ特
	80	1.15	0.70	0.45	0.012	0.009	0.15	Nb:0.011 V:0.02	23	レール柱部冷却	微量初析セシタイト + ハーベイ特
81	1.19	1.80	0.55	0.011	0.012	0.08	Zr:0.0015 Al:0.05	13	铸造時軽圧下の最適化	微量初析セシタイト + ハーベイ特	
	82	1.35	1.51	0.35	0.012	0.15			26	レール柱部冷却	微量初析セシタイト + ハーベイ特

注：残部は不可避の不純物およびFe

$$\text{CE} = 60[\text{mass\%C}] - 10[\text{mass\%Si}] + 10[\text{mass\%Mn}] + 500[\text{mass\%P}] + 50[\text{mass\%S}] + 30[\text{mass\%Cr}] - 54$$

\*2 レール柱部の中立軸中央部を光学顕微鏡により観察

\*3：初析セメンタイト組織を現出したレール柱部の中立軸中央部を光学顕微鏡により観察し、視野倍率200倍の視野において、直交する300  $\mu$ m の線分と交差する初析セメンタイト組織の本数をカウント（図2参照）。交差する300  $\mu$ m の各線分と交差した本数の合計とした。

表 7

レ ベル	符 号	化 学 成 分 (mass%)						CE*1	圧延前鋸片の製造状況 るよひ レール熱処理時の冷却方法	柱部のミクロ組織*2	柱部初折せん断組織 の生成状況*3	
		C	Si	Mn	P	S	Cr				初折せん断が柱部組織の本数 (NC, 本)	
比 較 レ ー ル	83	1.45	1.70	0.45	0.015	0.08	Zr:0.0020 Al:0.04	31	铸造時軽圧下の最適化 レール柱部冷却	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 39
	84	1.00	2.51	0.51	0.015	0.25	Co:0.25	2	铸造時軽圧下の最適化 レール柱部冷却	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 2
	85	0.93	0.50	2.85	0.015	0.020	0.15		铸造時軽圧下の最適化	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 45
	86	0.90	0.25	0.68	<u>0.035</u>	0.015	0.25		铸造時軽圧下の最適化	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 35
	87	0.98	0.42	0.65	0.019	<u>0.032</u>	0.25		铸造時軽圧下の最適化	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 35
	88	0.95	0.75	0.15	0.012	0.015	<u>1.25</u>		铸造時軽圧下の最適化	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 58
	89	0.98	0.40	0.70	0.018	0.024	0.25		铸造時軽圧下の制御なし 熱処理時の柱部冷却なし	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 34
	90	1.05	0.50	1.00	0.008	0.010	0.35	Al:0.10 Cu:0.25	铸造時軽圧下の制御なし 熱処理時の柱部冷却なし	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 32
	91	1.10	1.25	0.65	0.010	0.015	0.12	Mg:0.0015 Ca:0.0015	铸造時軽圧下の制御なし 熱処理時の柱部冷却なし	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 22
	92	1.15	0.70	0.45	0.012	0.009	0.15	Nb:0.011 V:0.02	铸造時軽圧下の制御なし 熱処理時の柱部冷却なし	バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 28
	93	1.35	1.51	0.35	0.012	0.012	0.15			バーイト + フラット	微量初折せんサイト + フラット	柱部偏析過剰 せんタイト過剰生成 32

注：残部は不可避的不純物およびFe

$$CE = 60 \left[ \frac{\text{mass\%C}}{10} + 10 \left[ \frac{\text{mass\%Si}}{10} + 10 \left[ \frac{\text{mass\%Mn}}{500} + 500 \left[ \frac{\text{mass\%P}}{50} + 50 \left[ \frac{\text{mass\%S}}{30} + 30 \left[ \frac{\text{mass\%Cr}}{54} \right. \right] \right] \right] \right]$$

：ヨーロッパの由立柱部を半学頭微鏡にて観察

\*3: 初析セメントする組織を現出したレジン柱部の太さをカウント(図2参照)。各々の組合せしたときの各線維の直交する300 μm

## (実施例 5)

表 8 に供試レール鋼の化学成分を示す。なお残部は Fe および不可避的不純物である。

表 9 は、表 8 に示す供試レール鋼を用いて、本発明の製造方法で製造したレールの最終圧延温度、圧延長さ、圧延終了後から加速冷却開始までの経過時間、レール頭部、柱部、足部の加速冷却条件、ミクロ組織、粒径  $1 \sim 15 \mu\text{m}$  を有するパーライトブロックの粒数および測定位置、さらに、落重試験結果、頭部硬さ、頭部引張試験の全伸び値の値を示す。

表 10 は、表 8 に示す供試レール鋼を用いて、比較製造方法で製造したレールの最終圧延温度、圧延長さ、圧延終了後から加速冷却開始までの経過時間、レール頭部、柱部、足部の加速冷却条件、ミクロ組織、粒径  $1 \sim 15 \mu\text{m}$  を有するパーライトブロックの粒数および測定位置、さらに、落重試験結果、頭部硬さ、頭部引張試験の全伸び値の値を示す。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明熱処理レール（11本） 符号 94～104

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲内の製造条件で製造したレール。

- ・比較熱処理レール（8本） 符号 105～112

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲外の製造条件で製造したレール。

なお、表 9、表 10 の鋼はいずれも、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6 % の条件で製造した。

各種試験条件は下記のとおり。

- ・落重試験

落锤重さ : 907 kg

支点間距離 : 0 . 9 1 4 m

落錘高さ : 1 0 . 6 m

試験温度 : 常温 (20 °C)

試験姿勢 H T : レール頭部が引張応力

B T : レール足部が引張応力

・頭部引張試験

試験機 : 万能小型引張試験機

試験片形状 : J I S 4 号相似

平行部長さ : 2 5 m m 、 平行部直径 : 6 m m 、

伸び測定評点間距離 : 2 1 m m

試験片採取位置 : レール頭部幅中央部表面下 5 m m

引張速度 : 1 0 m m / m i n

試験温度 : 常温 (20 °C)

表 9 、表 10 に示すように、表 9 に示した高炭素含有のレール鋼において、レール頭部、柱部、足部に、熱間圧延終了後、ある一定時間内で、加速冷却を行う本発明製造方法で製造したレールは、比較製造方法で製造したレールと比べて、初析セメンタイト組織の生成を抑制し、疲労強度や韌性の低下が防止できた。

さらに、表 9 、表 10 に示すように、レール頭部の加速冷却速度の制御、圧延長さの適正化、最終圧延温度の制御を行うことにより、レール頭部の耐摩耗性、レール長手方向の材質の均一性、レール頭部の延性を確保することができた。

上記のように、高炭素含有のレール鋼において、レール頭部、柱部、さらには、足部の初析セメンタイト組織の生成を抑制するため、熱間圧延終了後、ある一定時間内で、レール頭部、柱部、足部に加速冷却を行うことにより、疲労き裂や脆性き裂の発生に有害な初析セメンタイト組織の生成が抑制可能となり、さらに、頭部の加速

冷却速度、圧延時のレール長さ、最終圧延温度の選択の適正化を図ることにより、レール頭部の耐摩耗性、レール長手方向の材質の均一性、レール頭部の延性を確保できた。

表 8

鋼	化学成分 (mass%)	
	C	Si / Mn / Cr / Mo / V / Nb / B / Co / Cu / Ni / Ti / Mg / Ca / Al / Zr / N
43	0.86	Si : 0.35 Mn : 1.00
44	0.90	Si : 0.25 Mn : 0.80 Mo : 0.02
45	0.95	Si : 0.81 Mn : 0.42 Cr : 0.54
46	1.00	
47	1.00	Si : 0.55 Cu : 0.35 Mn : 0.69 Cr : 0.21
48	1.01	Si : 0.75 V : 0.030 Mn : 0.45 N : 0.010 Cr : 0.45
49	1.11	Si : 1.35 Zr : 0.0017 Mn : 0.31 Cr : 0.34
50	1.19	Si : 0.58 Al : 0.08 Mn : 0.58 Cr : 0.20
51	1.35	Si : 0.45 N : 0.0080 Mn : 0.35 Cr : 0.15

表9

符 号	鋼 種	頭部最終 圧延温度 (*1) (°C)	圧延長さ (m)	圧延終了後から 加速冷却開始 までの経過時間 (sec)	加速冷却条件 *2		ミクロ組織 *3	直径1～15 μm バーライト の総面積 (個/0.2 mm <sup>2</sup> ) 測定位置	落重試験*4 HT: ハードナショニ BT: ハードナショニ	頭部硬さ *5 (Hv)	頭部引張 試験の全 伸び値*6 (%)
					加速冷却 速度 (°C/sec)	加速冷却 終了温度 (°C)					
本 發 明 製 造 方 法	94	43	1000	200	頭部 柱部	200	1.0	640 バーライト	215 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	330	14.0
	95	44	980	200	足部 柱部	200	1.5	645 バーライト	—	—	—
	96	45	960	150	頭部 柱部	190	1.2	642 バーライト	—	—	—
	97	45	960	125	足部 柱部	190	1.8	648 バーライト	220 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	320	13.0
	98	46	950	150	頭部 柱部	185	2.0	632 バーライト	—	—	—
	99	47	950	150	足部 柱部	165	2.5	630 バーライト	235 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	365	12.5
	100	47	920	115	頭部 柱部	165	2.5	600 バーライト	—	—	—
	101	48	900	150	足部 柱部	165	6.0	450 バーライト	255 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	435	13.4
	102	49	880	100	頭部 柱部	145	3.0	570 バーライト	—	—	—
	103	50	870	110	足部 柱部	148	4.5	560 バーライト	—	—	—
	104	51	900	105	頭部 柱部	150	7.5	450 バーライト	215 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	405	10.2
	105	52	920	100	足部 柱部	150	3.5	560 バーライト	—	—	—
	106	53	950	100	頭部 柱部	150	5.0	530 バーライト	226 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	405	10.5
	107	54	980	100	足部 柱部	150	7.5	445 バーライト	350 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	445	11.8
	108	55	1000	100	頭部 柱部	150	3.5	540 バーライト	—	—	—
	109	56	1020	100	足部 柱部	150	5.0	530 バーライト	230 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	395	10.8
	110	57	1050	100	頭部 柱部	125	3.0	530 バーライト	—	—	—
	111	58	1080	100	足部 柱部	125	3.5	520 バーライト	—	—	—
	112	59	1100	100	頭部 柱部	75	8.0	425 バーライト	380 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	401	10.4
	113	60	1120	100	足部 柱部	70	4.5	510 バーライト	—	—	—
	114	61	1150	100	頭部 柱部	60	4.5	510 バーライト	—	—	—
	115	62	1180	100	足部 柱部	35	13.0	415 バーライト	400 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	485	10.3
	116	63	1200	100	頭部 柱部	35	8.0	505 バーライト	—	—	—
	117	64	1220	100	足部 柱部	35	9.5	500 バーライト	362 (頭表面下2mm) HT: 未破断 BT: 未破断	465	10.0

\*1: 頭部最終圧延度は圧延直後の表面温度である。 \*2: 頭部、柱部、足部の冷却速度は明細書記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。

\*3: 頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は冷却速度と同一位置の深さ2mmの位置である。 \*4: 落重試験は明細書記載の方法

\*5: 頭部硬度測定位置はミクロ組織観察位置と同一位置である。 \*6: 引張試験は明細書記載の方法

表10

符 号	鋼	頭部最終 圧延温度 *1 (°C)	圧延長さ (m)	圧延終了後から 加速度冷却開始 までの経過時間 (sec)	加速冷却条件 *2		ミクロ組織 *3	直径1～15 μm ノックダウン数 (個/0.2mm <sup>2</sup> ) 測定位置	落重試験*4 HT: ハードマヨン BT: ハードマヨン	頭部硬さ *5 (Hv)	頭部引張 試験の全 伸び値*6 (%)	
					加速冷却 速度 (°C/sec)	加速冷却 終了温度 (°C)						
比 較 製 造 方 法	105	44	980	200	頭部 柱部	190	4.5	648 マーライト+パライト	235 (頭表面下2mm) マーライト+パライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 破断	375	14.0
	106	45	960	150	足部 頭部 柱部	190 185 165	11.5 0.5 0.4	645 マーライト+パライト マーライト+パライト マーライト+パライト	マーライト+パライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 破断	315	12.5
	107	45	960	125	足部 頭部 柱部	165 165 165	18.0 3.0 4.5	632 マーライト+パライト マーライト+パライト マーライト+パライト	マーライト+パライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 破断	545	6.4
	108	47	820	150	頭部 柱部 足部	150 150 150	7.5 3.5 5.0	605 マーライト+パライト マーライト+パライト マーライト+パライト	マーライト+パライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 破断	560	5.5
	109	47	920	115	頭部 柱部 足部	150 150 125	7.5 3.5 5.0	600 マーライト+パライト マーライト+パライト マーライト+パライト	マーライト+パライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 破断	445	11.8
	110	48	900	250 (～ 長さ大)	頭部 柱部 足部	125 125 125	4.0 4.0 4.0	685 マーライト+パライト マーライト+パライト マーライト+パライト	マーライト+パライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 破断	395	10.8
*1: 頭部最終圧延温度は圧延直後の表面温度である。 *2: 頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は冷却速度と同一位置の深さ2mmの位置である。 *3: 頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は明細書き記載の方法 *4: 落重試験は明細書き記載の方法 *5: 頭部硬度測定位置はミクロ組織観察位置と同一位置である。 *6: 引張試験は明細書き記載の方法	111	49	1080	100	頭部 柱部 足部	75 70 60	8.0 4.5 4.5	425 マーライト マーライト	120 (頭表面下2mm) マーライト	HT: 未破断 (マーライト生成) BT: 未破断	401	7.8 (マーライト粗化 →延性低下)
	112	50	860	110	頭部 柱部 足部	350 350 350	13.0 8.0 9.5	415 マーライト+パライト マーライト+パライト マーライト+パライト	マーライト+パライト	HT: 破断 (マーライト生成) BT: 破断	435	7.8 (マーライト生成 →延性低下)

\*1: 頭部最終圧延温度は圧延直後の表面温度である。 \*2: 頭部、柱部、足部の冷却速度は明細書き記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。

\*3: 頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は冷却速度と同一位置の深さ2mmの位置である。 \*4: 落重試験は明細書き記載の方法

\*5: 頭部硬度測定位置はミクロ組織観察位置と同一位置である。 \*6: 引張試験は明細書き記載の方法

## (実施例 6 )

表 1 1 に供試レール鋼の化学成分を示す。なお残部は F e および不可避的不純物である。

表 1 2 は、表 1 1 に示す供試レール鋼を用いて、本発明の製造方法でレールを製造する際の鋼片の再加熱条件 (C T 値、 C M 値、 鋼片の最高加熱温度 :  $T_{max}$  、  $1100^{\circ}C$  以上に加熱される保持時間 :  $M_{max}$  ) 、 レール熱間圧延および圧延後の諸特性 ( 热間圧延時および圧延後の表面性状、頭表面の組織、頭表面の硬さ ) を示す。さらに、本発明の製造方法で製造したレールの摩耗試験結果を示す。

表 1 3 は、表 1 1 に示す供試レール鋼を用いて、比較製造方法でレールを製造する際の鋼片の再加熱条件 (C T 値、 C M 値、 鋼片の最高加熱温度 :  $T_{max}$  、  $1100^{\circ}C$  以上に加熱される保持時間 :  $M_{max}$  ) 、 レール熱間圧延および圧延後の諸特性 ( 热間圧延時および圧延後の表面性状、頭表面の組織、頭表面の硬さ ) を示す。さらに、比較製造方法で製造したレールの摩耗試験結果を示す。

なお、表 1 2 、表 1 3 の鋼はいずれも、レール頭部における熱間圧延～熱処理の時間は 180 秒、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6 % の条件で製造した。

ここで、本明細書中の図について説明する。図 9 はレールと車輪の転動摩耗試験機の概要を示したものである。

図 9 において、 11 はレール移動用スライダーであり、この上にレール 12 が設置される。 15 はモーター 14 で回転する車輪 13 の左右の動きおよび荷重を制御する荷重負荷装置である。試験は左右に移動するレール 12 上を車輪 13 が転動する。

レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明熱処理レール (11本) 符号 113 ~ 123

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲内の製造方法で製造した鋼片およびレール。

- ・比較熱処理レール (8本) 符号 124～131

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲外の製造方法で製造した鋼片およびレール。

試験条件は下記のとおり。

- ・転動疲労試験

試験機：転動疲労試験機（図1参照）

試験片形状

レール：136ポンドレール×2m

車輪：AARタイプ（直径920mm）

荷重条件（重荷重鉄道再現）

ラジアル荷重：147000N（15トン）

スラスト荷重： 9800N（1トン）

繰返し回数：10000回

潤滑条件：ドライ（乾燥状態）

表12、表13に示すように、表11に示した高炭素含有のレール圧延用鋼片を用いて熱間圧延を行う再加熱工程において、鋼片の最大加熱温度やある一定温度以上に加熱される時間の適正化することにより、上記限定範囲内の再加熱条件で製造したレールは、比較再加熱条件で製造したレールと比べて、圧延時の鋼片の割れや破断を防止し、さらに、レール外表面部の脱炭を抑制し、初析フェライト組織の生成を防止することにより、耐摩耗性の低下を抑制し、高効率に高品質なレールを製造することができた。

表11

鋼	C	化学成分 (mass %)													
		Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	B	Co	Cu	Ni	Ti	Mg	Ca	Al
52	0.86	Si : 0.50													
		Mn : 1.05													
53	0.90	Si : 0.50 Mo : 0.02													
		Mn : 1.05													
		Cr : 0.25													
54	0.90	Si : 0.25													
		Mn : 0.65													
		Cr : 0.22													
55	1.00	Si : 0.41													
		Mn : 0.70													
		Cr : 0.25													
56	1.01														
57	1.01	Si : 0.81 V : 0.03													
		Mn : 0.65 N : 0.0080													
		Cr : 0.55													
58	1.11	Si : 0.45 Cu : 0.25													
		Mn : 0.51													
		Cr : 0.34													
59	1.21	Si : 1.35 Zr : 0.0015													
		Mn : 0.15 Ca : 0.0020													
		Cr : 0.15													
60	1.38	Si : 0.35 Al : 0.07													
		Mn : 0.12													

表12

符 号	鋼	CT値*1	CM値*2	レール圧延用鋼片の再加熱条件			レール熱間圧延および圧延後の諸特性			摩耗試験結果*5 (mm)
				鋼片の最大 加熱温度 $T_{max}$ (°C)	1100°C以上に加熱 される保持時間 $t_{Max}$ (min)	熱間圧延時 および圧延 の表面の性状	頭表面の組織*3	頭表面の硬さ $*4$ (Hv)		
本 発 明 レ ン ル 製 造 方 法	113	52	1362	487	1325	415	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	324	1.95
	114	53	1337	465	1305	402	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	354	1.89
	115	54	1309	443	1280	385	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	395	1.65
	116	55	1280	420	1270	375	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	415	1.45
	117	55	1280	420	1250	345	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	424	1.38
	118	56	1277	418	1245	365	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	385	1.58
	119	57	1277	415	1275	395	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	451	1.21
	120	57	1277	415	1245	325	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	465	1.15
	121	58	1246	393	1240	350	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	435	1.20
	122	59	1213	366	1200	315	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	485	0.85
	123	60	1154	320	1140	300	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし	ペーライト	475	0.75

\*1 CT値=1500-140([mass%C])-80([mass%C])<sup>2</sup>\*2 CM値=600-120([mass%C])-60([mass%C])<sup>2</sup>

\*3 頭表面の組織観察位置：レール幅中心、頭頂面から深さ2mm位置。

\*4 頭表面の硬さ測定位置：レール幅中心、頭頂面から深さ2mm位置。  
\*5 摩耗試験方法：図1および明細書参照。摩耗量：試験後のレール幅中心位置のレール高さ方向の減面深さ。

表13

	符 号	鋼	CT値*1	CM値*2	レール圧延用鋼片の再加熱条件 鋼片の最大 加熱温度 $T_{max}$ (°C)	1100°C以上に加熱 される保持時間 $t_{max}$ (min)	熱間圧延時 および圧延後 の表面の性状	レール熱間圧延および圧延後の諸特性 頭表面の組織*3	頭表面の硬さ *4 (Hv)	摩耗試験結果*5 摩耗量 (mm)
比 較 レ	124	53	1337	465	1305	<u>600</u>	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし レールの割れ	ペーライト+ 初析フェライト (脱炭量大)	324	3.05
	125	54	1309	443	<u>1320</u>	385	発生	ペーライト	385	1.75
	126	55	1280	420	<u>1300</u>	485	発生	ペーライト+ 初析フェライト (脱炭量大)	365	2.85
ル 製 造 方 法	127	55	1280	420	<u>1355</u>	345	鋼片の破断 発生	レール熱間圧延不能		
	128	57	1277	415	1275	550	鋼片の破断 レールの割れ 発生なし 鋼片の破断 レールの割れ 発生なし レールの割れ	ペーライト+ 初析フェライト (脱炭量大)	390	2.64
	129	58	1246	393	1220	500	発生	ペーライト+ 初析フェライト (脱炭量大)	398	2.45
	130	58	1213	366	<u>1240</u>	320	鋼片の破断 発生	ペーライト	475	0.91
	131	60	1154	320	<u>1250</u>	300	発生	レール熱間圧延不能		

\*1 CT値=1500-140([mass% C])-80([mass% C])<sup>2</sup>  
 \*2 CM値=600-120([mass% C])-60([mass% C])<sup>2</sup>

\*3 頭表面の組織観察位置：頭頂面から深さ1mm位置。

\*4 頭表面の硬さ測定位置：頭頂面から深さ1mm位置。

\*5 摩耗試験方法：図1および明細書参照。摩耗量：試験後のレール幅中心位置のレール高さ方向の減面深さ。

## (実施例 7 )

表 1 4 に供試レール鋼の化学成分を示す。なお残部は F e および不可避的不純物である。

表 1 5 は、表 1 4 に示す供試レール鋼を用いて、本発明の熱処理方法で製造したレールの、圧延長さ、足先部圧延終了後から熱処理開始までの経過時間、レール頭部、柱部、足部の加速冷却条件、ミクロ組織、さらに落重試験結果、頭部硬さの値を示す。

表 1 6 は、表 1 4 に示す供試レール鋼を用いて、比較熱処理方法で製造したレールの、圧延長さ、足先部圧延終了後から熱処理開始までの経過時間、レール頭部、柱部、足部の加速冷却条件、ミクロ組織、さらに落重試験結果、頭部硬さの値を示す。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明熱処理レール（11本） 符号 132～142

上記成分範囲内のレール鋼を上記限定範囲内の熱処理条件で製造したレール。

- ・比較熱処理レール（9本） 符号 143～151

上記成分範囲内のレール鋼を上記限定範囲外の熱処理条件で製造したレール。

なお、表 1 5 、表 1 6 の鋼はいずれも、レール頭部における熱間圧延～熱処理の時間は 180 秒、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6 % の条件で製造した。

また、頭頂部直下 5 mm における粒径 1 ～ 15  $\mu$  m のパーライトブロックはいずれも被検面積 0.2 mm<sup>2</sup>あたり 200 ～ 500 個の範囲内であった。

各種試験条件は下記のとおり。

- ・落重試験

落錘重さ : 907 kg

支点間距離 : 0.914 m  
落錘高さ : 10.6 m  
試験温度 : 常温 (20 °C)  
試験姿勢 HT : レール頭部が引張応力  
BT : レール足部が引張応力

表15、表16に示すように、表14に示した高炭素含有のレール鋼において、レール足先部に、熱間圧延終了後、ある一定時間内で事前の熱処理を行い、その後、レール頭部、柱部、足部に加速冷却を行う本発明熱処理方法で製造したレール)は、比較製造方法で製造したレールと比べて、初析セメントタイト組織の生成を抑制し、疲労強度や韌性の低下が防止できた。

さらに、表15、表16に示すように、レール頭部の加速冷却速度の制御を行うことにより、レール頭部の耐摩耗性を確保することができた。

上記のように、高炭素含有のレール鋼において、熱間圧延終了後、ある一定時間内で、レール足先部に加速冷却または昇温を行い、次にレール頭部、柱部、足部に加速冷却を行うことにより、疲労き裂や脆性き裂の発生に有害な初析セメントタイト組織の生成が抑制可能となり、さらに頭部の加速冷却速度の適正化を図ることにより、レール頭部の耐摩耗性を確保できた。

表14

鋼	C	化学成分 (mass %)								
		Si / Mn / Cr / Mo / V / Nb / B / Co / Cu / Ni / Ti / Mg / Ca / Al / Zr / N								
61	0.86	Si : 0.50 Mn : 0.80								
62	0.90	Si : 0.35    Mo : 0.03 Mn : 0.80								
63	0.95	Si : 0.80 Mn : 0.50 Cr : 0.45								
64	1.00									
65	1.00	Si : 0.55 Mn : 0.70 Cr : 0.25								
66	1.01	Si : 0.80    V : 0.020 Mn : 0.45    N : 0.010 Cr : 0.40								
67	1.11	Si : 1.45    Zr : 0.0020 Mn : 0.35    V : 0.050 Cr : 0.41								
68	1.19	Si : 0.45    Al : 0.07 Mn : 0.65 Cr : 0.15								
69	1.35	Si : 0.45    Cu : 0.15 Mn : 0.45								

表15

符 号	鋼 種	圧延長さ (mm)	足先部熱処理 開始までの 経過時間 (sec)	足先部事前熱処理条件 およびミクロ組織*1		部位	加速冷却 速度 (°C/sec)	加速冷却 終了温度 (°C)	ミクロ組織*3	落重試験*4 HT : ハードデジヨン BT : ハードガラジョン	頭部硬さ *5 (Hv)
				急冷	冷却速度: 5 °C/sec 冷却終了温度: 645 °C ミクロ組織: ペーライト						
132	61	198	58	急冷	冷却速度: 5 °C/sec 冷却終了温度: 645 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	1.2	640	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	329
133	62	180	52	急冷	冷却速度: 6 °/sec 冷却終了温度: 635 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	1.5	642	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	329
134	63	185	48	急冷	冷却速度: 7 °/sec 冷却終了温度: 625 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	1.6	635	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	329
本 発 明 熱 処 理 方 法	63	158	45	急冷	冷却速度: 7 °/sec 冷却終了温度: 625 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	1.4	645	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	329
				昇温	温度上昇: 56 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	1.8	640	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	329
				急冷	冷却速度: 10 °/sec 冷却終了温度: 615 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	2.4	625	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	385
				昇温	温度上昇: 78 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	2.6	615	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	385
				急冷	冷却速度: 10 °/sec 冷却終了温度: 615 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	2.0	615	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	385
				昇温	温度上昇: 56 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	6.5	450	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	455
				急冷	冷却速度: 10 °/sec 冷却終了温度: 615 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	3.5	580	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	455
				昇温	温度上昇: 78 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	4.0	550	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	420
				急冷	冷却速度: 10 °/sec 冷却終了温度: 615 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	6.0	485	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	420
				昇温	温度上昇: 78 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	3.0	530	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	350
135	64	168	40	急冷	冷却速度: 12 °/sec 冷却終了温度: 545 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	3.5	545	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	435
				昇温	温度上昇: 85 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	5.5	525	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	435
				急冷	冷却速度: 12 °/sec 冷却終了温度: 545 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	3.5	530	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	435
				昇温	温度上昇: 95 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	3.5	520	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	435
				急冷	冷却速度: 17 °/sec 冷却終了温度: 545 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	4.5	520	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	435
				昇温	温度上昇: 95 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	8.5	445	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	435
				急冷	冷却速度: 17 °/sec 冷却終了温度: 545 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	4.0	530	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	425
				昇温	温度上昇: 95 °C ミクロ組織: ペーライト	足部	9.0	505	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	425
				急冷	冷却速度: 20 °/sec 冷却終了温度: 525 °C ミクロ組織: ペーライト	頭部	20.0	430	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	475
				昇温	温度上昇: 95 °C ミクロ組織: ペーライト	柱部	7.0	505	ペーライト	HT: 未破断 BT: 未破断	495

\*1：足先部の冷却速度は明細書記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。

\*2：頭部、柱部、足部の冷却速度は明細書記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。

\*3：足先部、柱部、頭部、足部のミクロ組織観察位置は冷却速度と同一位置の深さ2mmの位置である。

\*4：落重試験は明細書記載の方法。  
\*5：頭部硬度測定位置はミクロ組織観察位置と同一位置である。

表16

符 号	鋼 種 (III)	圧延長さ 足先部熱処理 開始まで 経過時間 (sec)	足先部熱処理 およびミクロ組織*1	足先部事前熱処理条件		部位	加速冷却 速度 (°C/sec)	加速冷却 終了温度 (°C)	ミクロ組織*3	落重試験*4	頭部硬さ *5 (Hv)						
				冷却速度 : 5 °C/sec													
				冷却終了温度 : 700 °C	ミクロ組織 : 初折せりかた+パーライト												
比 較 熱 処 理 方 法	143	62	180	52	急冷 冷却速度 : 5 °C/sec 冷却終了温度 : 700 °C ミクロ組織 : 初折せりかた+パーライト	頭部 柱部 足部	1.4 1.8 1.8	645 640 630	パーライト パーライト パーライト	HT : 未破断 BT : ハード・アラジヨン (初折せりかた生成)	329						
	144	63	185	48	急冷 冷却速度 : 25 °C/sec 冷却終了温度 : 625 °C ミクロ組織 : マルテンサイト+パーライト	頭部 柱部 足部	2.4 2.6 2.0	625 615 615	パーライト パーライト パーライト	HT : 未破断 BT : 破断 (マルテンサイト生成)	375						
	145	63	158	45	昇温 温度上昇 : 56 °C ミクロ組織 : マルテンサイト+パーライト	頭部 柱部 足部	6.5 12.5 13.0	450 580 550	パーライト マルテン+パーライト マルテン+パーライト	HT : 未破断 BT : 破断 (マルテンサイト生成)	445						
	146	65	178	40	昇温 温度上昇 : 15 °C ミクロ組織 : 初折せりかた+パーライト	頭部 柱部 足部	17.0 3.0 5.5	485 530 535	パーライト パーライト パーライト	HT : 破断 (マルテンサイト生成) BT : 破断 (マルテンサイト生成)	514						
	147	65	160	40	昇温 温度上昇 : 85 °C ミクロ組織 : パーライト	頭部 柱部 足部	0.5 0.5 0.5	550 545 525	初折せりかた+パーライト 初折せりかた+パーライト 初折せりかた+パーライト	HT : 破断 BT : 破断 (初折せりかた生成)	425						
	148	66	155	35	急冷 冷却速度 : 1 °C/sec 冷却終了温度 : 555 °C ミクロ組織 : 初折せりかた+パーライト	頭部 柱部 足部	3.5 3.5 4.5	530 520 520	パーライト パーライト パーライト	HT : 未破断 BT : 破断 (初折せりかた生成)	385						
	149	66	245 (L- 長さ大)	35	急冷 冷却速度 : 12 °C/sec 冷却終了温度 : 545 °C ミクロ組織 : 初折せりかた+パーライト	頭部 柱部 足部	6.5 3.5 5.5	530 520 520	パーライト パーライト パーライト	HT : 未破断 BT : 破断 (微量初折せりかた生成)	425						
	150	67	145	25	昇温 温度上昇 : 150 °C ミクロ組織 : 粗大パーライト	頭部 柱部 足部	8.5 4.0 4.0	445 530 525	パーライト パーライト パーライト	HT : 未破断 BT : 破断 (ハート・アラジヨン)	425						
	151	69	155	80	急冷 冷却速度 : 20 °C/sec 冷却終了温度 : 525 °C ミクロ組織 : 初折せりかた	頭部 柱部 足部	20.0 7.0 9.0	430 505 510	パーライト パーライト パーライト	HT : 未破断 BT : 破断 (初折せりかた生成)	495						

\*1：足先部の冷却速度は明細書記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。

\*2：頭部、柱部、足部の冷却速度は明細書記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。  
\*3：足先部、頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は冷却速度と同一位置の深さ2mmの位置である。

\*4：頭部硬さ測定位置は明細書記載の方法。

\*5：頭部硬さ測定位置は明細書記載の方法。

## (実施例 8)

表 17 に供試レール鋼の化学成分を示す。なお残部は Fe および不可避的不純物である。表 18 は、表 17 に示す供試レール鋼を用いて、本発明の熱処理方法で製造したレールにおける、圧延長さ、圧延終了後から柱部熱処理開始までの時間、レール柱部の熱処理条件とミクロ組織、レール頭部、足部の加速冷却条件よミクロ組織、さらに柱部初析セメンタイト組織の交線数 (N) と頭部硬さの値を示す。

表 19 は、表 17 に示す供試レール鋼を用いて、比較熱処理方法で製造したレールにおける、圧延長さ、圧延終了後から柱部熱処理開始までの時間、レール柱部の熱処理条件とミクロ組織、レール頭部、足部の加速冷却条件よミクロ組織、さらに柱部初析セメンタイト組織の交線数 (N) と頭部硬さの値を示す。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明熱処理レール (11本) 符号 152～162

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲内の熱処理条件で製造したレール。

- ・比較熱処理レール (11本) 符号 163～173

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲外の熱処理条件で製造したレール。

なお、表 18、表 19 の鋼はいずれも、レール頭部における熱間圧延～熱処理の時間は 180 秒、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6 % の条件で製造した。

また、頭頂部直下 5 mm における粒径 1～15  $\mu\text{m}$  のパーライトブロックはいずれも被検面積 0.2  $\text{mm}^2$ あたり 200～500 個の範囲内であった。

ここで、実施例に示す初析セメンタイト交線数 (N) や測定する

際の初析セメンタイト組織の現出方法について説明する。

まず、初析セメンタイト組織の現出方法について説明する。まずレール頭部の横断面をダイヤ研磨する。続いて被研面をピクリン酸カセイソーダ液で浸漬し、初析セメンタイト組織を現出する。現出条件は、研磨面の状態により若干調整が必要であるが、基本的には液温 80 °C、約 120 分の浸漬が望ましい。

次に、初析セメンタイト交線数 (N) の測定方法について説明する。

初析セメンタイト組織を現出したレール頭部の任意の点を、光学顕微鏡により観察する。視野倍率 200 倍で直交する 300 μm の線分と交差する初析セメンタイト組織の本数をカウントする。図 2 に測定方法の模式図を示す。

交差する初析セメンタイト組織の本数は、直交する 300 μm の各線分と交差した本数の合計とした。なお観察視野としては、初析セメンタイト組織のばらつきを考慮すると、最低でも 5 視野以上の観察を行い、その平均値を代表値とすることが望ましい。

以上の結果を表 18、表 19 に示す。表 17 に示した成分を含有する高炭素含有のレール鋼において、レール柱部に、熱間圧延終了後、ある一定時間内で、上記限定範囲内の熱処理を行い、さらにレール頭部、足部についても、上記限定範囲内の加速冷却を行う本発明熱処理方法で製造したレールは、比較熱処理方法で製造したレールと比べて、初析セメンタイト組織の交線数 (N) が大幅に低減した。

また、上記限定範囲内の加速冷却を行う本発明熱処理方法で製造したレールは、比較熱処理方法で製造したレールと比べて、熱処理時の冷却速度の制御を適切に行うことにより、レール柱部の韌性や疲労強度の低下を引き起こすマルテンサイト組織や粗大ペーライト

組織の生成を防止することができる。

さらに、表18、表19に示すように、レール頭部の加速冷却速度の制御を行うことにより、本熱処理方法で製造したレール（符号：155、158～162）に見られるように、レール頭部の耐摩耗性を確保することができた。

上記のように、高炭素含有のレール鋼において、熱間圧延終了後、ある一定時間内でレール柱部に加速冷却または昇温を行い、かつレール頭部や足部、昇温時には柱部にも加速冷却を行うことにより、脆性破壊の発生起点となり、疲労強度や韌性の低下をもたらす初析セメントタイト組織の生成が抑制可能となり、さらに頭部の加速冷却速度の適正化を図ることにより、レール頭部の耐摩耗性を確保できた。

表17

鋼 C	化学成分 (mass %)							
	Si / Mn / Cr / Mo / V / Nb / B / Co / Cu / Ni / Ti / Mg / Ca / Al / Zr / N							
70 0.86	Si : 0.25 Mn : 0.80							
71 0.90	Si : 0.25 Cu : 0.25 Mn : 0.80 Cr : 0.20							
72 0.95	Si : 0.80 Mo : 0.03 Mn : 0.50 Cr : 0.25							
73 1.00								
74 1.00	Si : 0.55 Mn : 0.65 Cr : 0.25							
75 1.01	Si : 0.80 V : 0.02 Mn : 0.45 N : 0.0080 Cr : 0.40							
76 1.11	Si : 1.45 Zr : 0.0015 Mn : 0.25 Cr : 0.35							
77 1.19	Si : 0.85 Al : 0.08 Mn : 0.15							
78 1.34	Si : 0.85 Mn : 0.15							

表18

序号	符号	鋼	圧延長さ (m)	柱部熱処理開始までの時間 (sec)	柱部熱処理条件 およびミクロ組織*		柱部熱処理条件 およびミクロ組織*1		頭部・足部の加速冷却条件とミクロ組織*2*3		柱部初析以外の組織 の生成状況*4		頭部硬さ *5 (Hv)
					部位	冷却速度 (°C/sec)	頭部	加急速冷却 速度 (°C/sec)	終了温度 (°C)	ミクロ組織	初析せりべい組織 の交織数(N)		
本発明熱処理方	152	70	200	98	急冷	冷却速度: 2.0°C/sec 冷却終了温度: 635°C ミクロ組織: ペーライト	頭部	1.4	640	ペーライト	偏析部	1	305
	153	71	198	90	急冷	冷却速度: 2.5°C/sec 冷却終了温度: 645°C ミクロ組織: ペーライト	足部	1.3	640	ペーライト	表層部	0	315
	154	72	185	88	急冷	冷却速度: 3.8°C/sec 冷却終了温度: 630°C ミクロ組織: ペーライト	頭部	1.5	645	ペーライト	偏析部	2	332
	155	72	185	82	昇温	冷却速度: 1.5°C/sec 冷却終了温度: 642°C ミクロ組織: ペーライト	足部	1.6	640	ペーライト	表層部	0	405
	156	73	180	80	昇温	冷却速度: 3.5°C/sec 冷却終了温度: 620°C ミクロ組織: ペーライト	頭部	2.9	632	ペーライト	偏析部	5	360
	157	74	170	75	昇温	冷却速度: 2.8°C/sec 冷却終了温度: 615°C ミクロ組織: ペーライト	足部	2.8	625	ペーライト	表層部	0	374
	158	74	170	52	昇温	冷却速度: 4.0°C/sec 冷却終了温度: 585°C ミクロ組織: ペーライト	頭部	3.2	605	ペーライト	偏析部	6	442
	159	75	160	65	急冷	冷却速度: 6.5°C/sec 冷却終了温度: 545°C ミクロ組織: ペーライト	足部	4.5	545	ペーライト	表層部	0	378
	160	76	145	25	昇温	冷却速度: 9.0°C/sec 冷却終了温度: 525°C ミクロ組織: ペーライト	頭部	5.5	530	ペーライト	偏析部	7	485
	161	77	120	18	急冷	冷却速度: 16.0°C/sec 冷却終了温度: 515°C ミクロ組織: ペーライト	足部	11.0	445	ペーライト	表層部	1	455
	162	78	105	10	急冷	冷却速度: 20.0°C/sec 冷却終了温度: 535°C ミクロ組織: ペーライト	頭部	18.0	435	ペーライト	偏析部	9	476

\*柱端の星渦潤車と冷凍冷却装置は明細書記載の位置の均等の範囲である。

平均冷却速度である。

の位置である。この位置は、左側の頭部、右側の心臓部、左側の腹部、右側の骨盤部に分布する。

\*3：頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は倍率測定位置と同一の深さ2mmの位置である。  
\*4：初析セメントイト組織の現出方法、初析セメントイト交線数(N)の測定方法については明細書および図2参照。  
柱基部の測定位置は柱表面部の幅中央部である。柱基部の横断面中立軸位置の剛定位置はレコル柱部である。

\*5・頭部頸筋測定窓位置はミクロ組織鉄客位置と同一位置である。

表19

符 号	鋼 種	圧延長さ (m)	柱部熱処理開始までの時間 (sec)	柱部熱処理条件 およびミクロ組織*1		頭部・足部の加速冷却条件とミクロ組織*2*3 の生成状況*4	柱部初折れ以外部組織 の交線数(N)	頭部硬度 *5 (Hv)	
				部位	加速冷却速度 (°C/sec)	加速冷却終了温度 (°C)	ミクロ組織		
比 較 熱 処 理 方 法	163	71	198	90	急冷	冷却速度：2.0°C/sec ミクロ組織：初折れ以外+パーライト	頭部 1.4 足部 1.5	パーライト	21
	164	72	185	88	急冷	冷却速度：24.0°C/sec 冷却終了温度：630°C ミクロ組織：マテサイト+パーライト	頭部 2.7 足部 2.5	パーライト	8
	165	72	185	82	昇温	冷却速度：13.0°C/sec 25°C ミクロ組織：マテサイト+パーライト	頭部 4.7 足部 4.6	パーライト	320
	166	74	170	75	昇温	冷却速度：0.5°C/sec 56°C ミクロ組織：初折れ以外+パーライト	頭部 0.7 足部 0.8	初折れ以外+パーライト	335
	167	74	170	52	昇温	冷却速度：4.2°C/sec 12°C ミクロ組織：初折れ以外+パーライト	頭部 7.2 足部 4.0	初折れ以外+パーライト	402
	168	74	170	—	自然冷却	自然冷却	頭部 7.2 足部 5.0	初折れ以外+パーライト	334
	169	75	160	65	急冷	冷却速度：1.0°C/sec ミクロ組織：初折れ以外+パーライト	頭部 5.0 足部 4.5	初折れ以外+パーライト	442
	170	75	235 (長さ大)	35	急冷	冷却速度：3.5°C/sec 冷却終了温度：540°C ミクロ組織：端部微量初折れ以外+パーライト	頭部 5.0 足部 4.5	初折れ以外+パーライト	378
	171	76	145	25	昇温	冷却速度：9.0°C/sec 165°C ミクロ組織：粗大パーライト	頭部 12.5 足部 5.0	初折れ以外+パーライト	388
	172	77	120	125	急冷	冷却速度：16.0°C/sec 冷却終了温度：515°C ミクロ組織：初折れ以外+パーライト	頭部 18.0 足部 6.0	初折れ以外+パーライト	485
	173	78	105	—	自然冷却	自然冷却	頭部 6.0 足部 5.05	初折れ以外+パーライト	465
	173	78	105	—	ミクロ組織：初折れ以外+パーライト	自然冷却	頭部 4.0 足部 4.05	初折れ以外+パーライト	345

\*1：柱部の昇温温度、急速冷却時の冷却速度、冷却終了温度は明細書記載の位置の深さ0～3mmの範囲の平均値である。

\*2：頭部、足部の加速冷却速度は明細書記載の深さ0～3mmの範囲の平均冷却速度である。

\*3：頭部、柱部、足部のミクロ組織観察位置は冷却速度測定位置と同一の深さ2mmの位置である。

\*4：初折れメントタイト組織の現出方法、初折れ以外組織の測定方法については明細書および図2参照。

\*5：頭部硬度測定位置はミクロ組織観察位置と同一位置である。柱表層部の測定位置はミクロ組織と同一位置である。

柱部の測定位置はレール柱部の横断面中立軸位置の幅中央である。  
柱部の測定位置はミクロ組織観察位置と同一位置である。

## (実施例 9)

表 2 0 に供試レール鋼の化学成分を示す。なお残部は F e および不可避的不純物である。

表 2 1 は、表 2 0 に示す供試レール鋼の C C R 値、表 2 0 に示す供試レール鋼を用いて、本発明法の熱処理を行った際の、レール圧延長さ、熱処理開始までの経過時間、レール頭部内部、頭表部の熱処理条件（冷却速度、 T C R 値）、さらに、レール頭部のミクロ組織を示す。

表 2 2 は、表 2 0 に示す供試レール鋼の C C R 値、表 2 0 に示す供試レール鋼を用いて、比較法の熱処理を行った際の、レール圧延長さ、熱処理開始までの経過時間、レール頭部内部、頭表部の熱処理条件（冷却速度、 T C R 値）、さらに、レール頭部のミクロ組織を示す。

ここで、本明細書中の図について説明する。図 1 はレール各部位の呼称を示したものである。

なお、図 1において、1 は頭頂部、2 はレール左右の頭側部、3 はレール左右のあご下部である。また、4 は頭部内部であり、頭頂部のレール幅中央部から深さ 3 0 m m の位置近傍である。

なお、レールの構成は以下のとおりである。

- ・本発明熱処理レール（11本） 符号 174～184

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲内の条件でレール頭部を熱処理したレール。

- ・比較熱処理レール（10本） 符号 185～194

上記成分範囲内のレール鋼を、上記限定範囲外の条件でレール頭部を熱処理したレール。

なお、表 2 1 、表 2 2 の鋼はいずれも、レール頭部における熱間圧延～熱処理の時間は 1 8 0 秒、仕上げ熱延最終パスの減面率は 6

%の条件で製造した。

また、頭頂部直下 5 mm における粒径 1 ~ 15  $\mu$ m のパーライトブロックはいずれも被検面積 0.2 mm<sup>2</sup>あたり 200 ~ 500 個の範囲内であった。

表 21、表 22 に示すように、表 20 に示した高炭素含有のレール鋼において、レール頭部内部の冷却速度 (ICR) を、レール鋼の化学成分から求められる CCR 値以上に制御した本発明熱処理方法で製造したレールは、比較熱処理方法で製造したレールと比べて、頭部内部の初析セメンタイト組織の生成が防止でき、耐内部疲労損傷性が向上した。

また、表 21、表 22 に示すように、レール頭部内部の初析セメンタイト組織の生成防止、すなわち、頭部内部の冷却速度 (ICR) の確保、さらには、頭表部のパーライト組織の安定化を図るため、レール頭表部の各部位の冷却速度から求められる TCR 値を、CCR 値から求められる範囲内に制御することにより、頭部内部に疲労損傷の発生に有害な初析セメンタイト組織の生成防止を防止し、同時に、レール頭表部に耐摩耗性に有害なベイナイトやマルテンサイト組織の生成も防止できた。

上記のように、高炭素含有のレール鋼において、レール頭部内部の冷却速度 (ICR) をある一定範囲内に納め、さらに、レール頭表部の各部位の冷却速度をある一定範囲内に納めることにより、頭部内部に疲労損傷の発生に有害な初析セメンタイト組織の生成防止を防止し、同時に、レール頭表部に耐摩耗性の高いパーライト組織を得ることができた。

表20

鋼	化学成分 (mass%)					
	C	Si	Mn	Cr	Mo / V / Nb / B / Co / Cu	Ni / Ti / Mg / Ca / Al / Zr
79	0.86	0.25	1.15	0.12		
80	0.90	0.25	1.21	0.05	Mo : 0.02	
81	0.95	0.51	0.78	0.22		
82	1.00	0.42	0.68	0.25		
83	1.01	0.75	0.35	0.75	Ti : 0.0150 B : 0.0008	
84	1.11	0.11	0.31	0.31	Zr : 0.0017 Ca : 0.0021	
85	1.19	1.25	0.15	0.15	V : 0.02 Al : 0.08	
86	1.35	1.05	0.25	0.25		

表21

符 号	鋼 種	CCR 値 *1	2 CCR	4 CCR	圧延長さ (mm)	頭部熱処理 開始までの 経過時間 (sec)	頭部内部の 熱処理条件			頭表部の熱処理条件			ミクロ組織*5	
							冷却速度*2 (ICR値) (°C/sec)	頭頂部の 冷却速度*3 (°C/sec)	頭側部の 冷却速度*3 (°C/sec)	頭側部の 冷却速度*3 A (°C/sec)	下部の 冷却速度*3 (°C/sec)	TCR値*4		
本 発 明 熱 処 理 方 法	174	79	0.04	0.08	0.16	198	198	0.21	0.5	0.1	0.13	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト	
	175	80	0.39	0.78	1.56	185	178	0.41	3.0	1.0	0.95	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト	
	176	81	0.81	1.62	3.24	185	165	0.91	4.0	3.0	2.00	頭頂部 頭部内部 頭部内部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト	
	177	81	0.81	1.62	3.24	175	150	1.05	6.0	4.0	2.70	頭頂部 頭部内部 頭部内部 頭頂部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト	
	178	82	1.24	2.48	4.96	160	135	1.45	5.0	6.0	3.35	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト	
	179	82	1.24	2.48	4.96	160	120	1.74	5.0	5.0	3.75	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト	
	180	83	1.13	2.26	4.52	155	110	1.25	6.0	2.0	5.0	3.00	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト
	181	83	1.13	2.26	4.52	145	80	1.50	8.0	4.0	5.0	3.30	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト
	182	84	2.49	4.98	9.97	130	65	3.54	6.0	8.0	12.0	7.10	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト
	183	85	1.64	3.28	6.56	105	35	2.25	4.0	6.0	8.0	4.80	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト
	184	86	2.66	5.32	10.64	120	15	2.25	12.0	8.0	14.0	8.40	頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭頂部 頭部内部 頭部内部	ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト ペーライト

\*1 CCR値(°C/sec) = 0.6+10×([%C]-0.9)-5×([%C]-0.9)×[%Si]-0.17[%Mn]-0.13[%Cr]

\*2 頭部内部の冷却速度(°C/sec)：頭頂面から深さ30mm位置の温度範囲750～650°Cでの冷却速度

\*3 レール頭表部(頭頂部、頭側部、あご下部)の冷却速度：表面～5mm位置の温度範囲750～500°Cの冷却速度  
なお、頭側部、あご下部の冷却速度はレール左右の部位の平均値である。

\*4 TCR値=0.05T 頭頂部の冷却速度、°C/sec)+0.10S(頭側部の冷却速度、°C/sec)+0.50J(あご下部の冷却速度、°C/sec)

\*5 ミクロ組織観察位置 頭頂部：頭頂面から深さ2mm位置、頭部内部：頭頂面から深さ30mm位置

表22

符 号	鋼 号	CCR値 *1 (°C/sec)	2 CCR	4 CCR	圧延長さ (m)	頭部熱処理 開始までの 経過時間 (sec)	頭部内部の 熱処理条件			
							冷却速度*2 (IGR値) (°C/sec)	頭頂部の 冷却速度*3 (°C/sec)	頭側部の 冷却速度*3 (°C/sec)	あご下部の 冷却速度*3 (°C/sec)
185	80	0.39	0.78	1.56	198	198	0.30 (冷却不足)	2.0	1.0	1.0 (冷却不足)
186	80	0.39	0.78	1.56	185	178	1.25	6.0	5.0	4.0 (過冷却)
187	81	0.81	1.62	3.24	185	165	0.55 (冷却不足)	4.0	1.0	2.0 (冷却不足)
比 較 熱 処 理 方 法	188	81	0.81	1.62	3.24	175	150	1.75	5.0	5.0 (過冷却)
	189	82	1.24	2.48	4.96	160	135	1.05 (冷却不足)	4.0	4.0 (冷却不足)
	190	82	1.24	2.48	4.96	160	120	2.35	10.0	10.0 (過冷却)
	191	82	1.24	2.48	4.96	160	250 (時間長 セメント生成)	2.20	4.0	5.0 (頭頂部 内部)
	192	83	1.13	2.26	4.52	145	80	0.95 (冷却不足)	6.0	2.0 (冷却不足)
	193	84	2.49	4.98	9.97	130	65	1.00 (冷却不足)	4.0	3.0 (冷却不足)
	194	86	2.66	5.32	10.64	245 (レール長さ大 端部過冷)	15	2.25	12.0	8.0 (頭頂部 内部)
									14.0	8.40 (頭頂部 内部)

\*1 CCR値(°C/sec) =  $0.6 + 10 \times ([\%C] - 0.9) - 5 \times ([\%Si] - 0.17) [\%Mn] - 0.13 [\%Cr]$

\*2 頭部内部の冷却速度(°C/sec) : 頭頂面から深さ30mm位置の温度範囲750～650°Cでの冷却速度

\*3 レール頭表部(頭頂部、頭側部、あご下部)の冷却速度：表面～5mm位置の温度範囲750～500°Cの冷却速度

\*4 TCR値 = 0.05T(頭頂部の冷却速度、°C/sec)+0.10S(頭側部の冷却速度、°C/sec)+0.50J(あご下部の冷却速度、°C/sec)

\*5 ミクロ組織観察位置 頭頂部 : 頭頂面から深さ2mm位置、頭部内部 : 頭頂面から深さ30mm位置

## 産業上の利用可能性

本発明は、重荷重鉄道のレール頭部に要求される耐摩耗性を向上させ、同時に、レール頭部の微細なパーライトブロック粒の数を制御することにより延性の向上を図り、レール折損の発生を抑制すると共に、レール柱部や足部の初析セメンタイト組織の生成量を低減し、レール柱部や足部の韌性低下を防止することを目的としたパーライト系レール、および上記レール用鋼片（スラブ）の加熱条件の適正化を図り、熱間圧延時の割れ、破断を防止し、鋼片（スラブ）外表面部の脱炭を抑制して高効率かつ高品質のパーライト系レールの製造方法を提供することが可能となる。

## 請　求　の　範　囲

1. 質量%で、C : 0.65～1.40%を含有するパーライト組織を有する鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1～15μmのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

2. 質量%で、C : 0.65～1.40%、Si : 0.05～2.00%、Mn : 0.05～2.00%を含有するパーライト組織を有する鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1～15μmのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

3. 質量%で、C : 0.65～1.40%、Si : 0.05～2.00%、Mn : 0.05～2.00%、Cr : 0.05～2.00%を含有するパーライト組織を有する鋼レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ10mmまでの範囲を少なくとも一部に、粒径1～15μmのパーライトブロックが被検面積0.2mm<sup>2</sup>当たり200個以上存在することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

4. 請求項1～3の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、C含有量が0.85%超～1.40%であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

5. 請求項1～4の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、熱間圧延後のレール長さが100～200mであることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

6. 請求項1～5の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として、少なくとも深さ

20mmの範囲の硬さがHv：300～500の範囲であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

7. 請求項1～6の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、更に、質量%で、Mo：0.01～0.50%を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

8. 請求項1～7の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、更に、質量%で、V：0.005～0.50%、Nb：0.002～0.050%、B：0.0001～0.0050%、Co：0.10～2.00%、Cu：0.05～1.00%、Ni：0.05～1.00%、N：0.0040～0.0200%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

9. 請求項1～8の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、更に、質量%で、Ti：0.0050～0.0500%、Mg：0.0005～0.0200%、Ca：0.0005～0.0150%、Al：0.0080～1.00%、Zr：0.0001～0.2000%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

10. 請求項4～9の何れかの項に記載のパーライト系レールにおいて、レール柱部の中立軸中央部で直行する長さ $300\mu\text{m}$ の線分と交差する初析セメンタイト組織の本数（NC：初析セメンタイト交線数）が下記（1）式で示される値（CE）に対して、 $\text{NS} \leq \text{CE}$ としてレール柱部の初析セメンタイト組織の生成量を低減したことを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レール。

$$\begin{aligned} \text{CE} = & 60([\text{mass\%C}]) + 10([\text{mass\%Si}]) + 10([\text{mass\%Mn}]) + 500([\text{mass\%P}]) \\ & + 50([\text{mass\%S}]) + 30([\text{mass\%Cr}]) + 50 \dots \quad (1) \text{ 式} \end{aligned}$$

11. C：0.65～1.40質量%を含有する鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が850～1000°Cの範囲で、かつ最終パスの断面減少率が6%以上とする仕上げ圧延を施し、次

いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1\sim30^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $550^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ $10\text{mm}$ までの範囲を少なくとも一部に、粒径 $1\sim15\mu\text{m}$ のパーライトブロックが被検面積 $0.2\text{mm}^2$ 当たり $200$ 個以上存在させることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

12. 質量%で、C : 0.65~1.40%、Si : 0.05~2.00%、Mn : 0.05~2.00%を含有する鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が $850\sim1000^{\circ}\text{C}$ の範囲で、かつ最終パスの断面減少率が6%以上とする仕上げ圧延を施し、次いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1\sim30^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $550^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ $10\text{mm}$ までの範囲を少なくとも一部に、粒径 $1\sim15\mu\text{m}$ のパーライトブロックが被検面積 $0.2\text{mm}^2$ 当たり $200$ 個以上存在させることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

13. 質量%で、C : 0.65~1.40%、Si : 0.05~2.00%、Mn : 0.05~2.00%、Cr : 0.05~2.00%を含有する鋼レールの熱間圧延において、仕上げ圧延を当該レールの表面温度が $850\sim1000^{\circ}\text{C}$ の範囲で、かつ最終パスの断面減少率が6%以上とする仕上げ圧延を施し、次いで当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1\sim30^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $550^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として深さ $10\text{mm}$ までの範囲の少なくとも一部に、粒径 $1\sim15\mu\text{m}$ のパーライトブロックが被検面積 $0.2\text{mm}^2$ 当たり $200$ 個以上存在させることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

14. 請求項11~13の何れかの項に記載のパーライト系レールの製

造方法において、当該鋼レールの熱間圧延における仕上げ圧延が、1 パス当たりの断面減少率が 1 ~ 30% の圧延を 2 パス以上で、かつ圧延パス間を 10 秒以下とする連続仕上げ圧延を施すことを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

15. 請求項 11 ~ 13 の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、当該鋼レールの熱間圧延における仕上げ圧延終了後、200 秒以内に当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度 1 ~ 30°C / sec の範囲で少なくとも 550°C まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

16. 請求項 11 ~ 13 の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、当該鋼レールの熱間圧延における仕上げ圧延終了後、200 秒以内に当該レールの頭部をオーステナイト域温度から冷却速度 1 ~ 30°C / sec の範囲で少なくとも 550°C まで、かつ 200 秒以内に当該レールの柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度 1 ~ 10°C / sec の範囲で少なくとも 650°C まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

17. 請求項 11 ~ 16 の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブの再加熱工程で、鋼片またはスラブの最大加熱温度 ( $T_{max}$  : °C) が、前記鋼片またはスラブの炭素含有量からなる下記 (2) 式で示される値 (CT) に対して、 $T_{max} \leq CT$  を満足し、かつ前記鋼片またはスラブが 1100°C 以上の温度に加熱後の保持時間 ( $M_{max}$  : 分) が前記鋼片またはスラブの炭素含有量からなる下記 (3) 式で示される値 (CM) に対して、 $T_{max} \leq CM$  を満足するように前記鋼片またはスラブを再加熱することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト

系レールの製造方法。

$$CT = 1500 - 140([mass\%C]) - 80([mass\%C])^2 \dots (2) \text{ 式}$$

$$CM = 600 - 120([mass\%C]) - 60([mass\%C])^2 \dots (3) \text{ 式}$$

18. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1 \sim 10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度 $5 \sim 20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

19. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部をオーステナイト域温度から冷却速度 $2 \sim 20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ前記鋼レールの頭部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1 \sim 10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

20. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部をオーステナイト域温度から冷却速度 $5 \sim 20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部をオーステナイト域温度から冷却速度 $2 \sim 20^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少なくとも $650^{\circ}\text{C}$ まで加速冷却し、かつ前記鋼レールの頭部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度 $1 \sim 10^{\circ}\text{C/sec}$ の範囲で少な

くとも 650°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

21. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部の温度を昇温前よりも50～100 °C上昇させ、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度1～10°C/secの範囲で少なくとも 650°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

22. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部の温度を昇温前よりも20～100 °C上昇させ、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度1～10°C/secの範囲で少なくとも 650°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

23. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼成分を有する鋼片またはスラブをレール形状に熱間圧延後、60秒以内に前記鋼レールの足先部の温度を昇温前よりも20～100 °C上昇させ、かつ熱間圧延後、100秒以内に前記鋼レールの柱部の温度を昇温前よりも20～100 °C上昇させ、かつ前記鋼レールの頭部、柱部および足部をオーステナイト域温度から冷却速度1～10°C/secの範囲で少なくとも 650°Cまで加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

24. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼レール頭部をオーステナイト域温度から加

速冷却するに際し、前記鋼レールの頭頂面から深さ30mmの頭部内部における温度範囲 750～650 °Cでの冷却速度 (ICR : °C/sec)が、前記鋼レールの化学成分からなる下記(4)式で示される値 (CCR)に対して、 $ICR \geq CCR$  を満足するように加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$CCR = 0.6 + 10 \times ([\%C] - 0.9) - 5 \times ([\%C] - 0.9) \times [\%Si] - 0.17 [\%Mn] - 0.13 [\%Cr] \cdots (4) \text{ 式}$$

25. 請求項11～16の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、前記鋼レール頭部をオーステナイト域温度から加速冷却するに際し、前記加速冷却が、温度範囲 750～500 °Cでの前記鋼レールの頭頂部表面の冷却速度 (TH : °C/sec)、頭側部表面の冷却速度 (TS : °C/sec)、頸下部表面の冷却速度 (TJ : °C/sec)からなる下記(5)式で示される値 (TCR)が、前記鋼レールの化学成分からなる下記(4)式で示される値 (CCR)に対して、 $4CCR \geq TCR \geq 2CCR$  を満足するように加速冷却することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$CCR = 0.6 + 10 \times ([\%C] - 0.9) - 5 \times ([\%C] - 0.9) \times [\%Si] - 0.17 [\%Mn] - 0.13 [\%Cr] \cdots (4) \text{ 式}$$

$$TCR = 0.05 TH(\text{°C/sec}) + 0.10 TS(\text{°C/sec}) + 0.50 TJ(\text{°C/sec}) \cdots (5) \text{ 式}$$

26. 請求項11～25の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、C含有量が0.85～1.40%であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

27. 請求項11～26の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、熱間圧延後のレール長さが 100～200mであることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

28. 請求項11～27の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、請求項1～10の何れかの項に記載のパーライト系レールの頭部コーナー部、頭頂部表面を起点として、少なくとも深さ20mmの範囲の硬さがH<sub>v</sub>：300～500の範囲であることを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

29. 請求項11～28の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、更に、質量%で、Mo：0.01～0.50%を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

30. 請求項11～29の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、更に、質量%で、V：0.005～0.50%、Nb：0.02～0.050%、B：0.0001～0.0050%、Co：0.10～2.00%、Cu：0.05～1.00%、Ni：0.05～1.00%、N：0.0040～0.0200%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

31. 請求項11～30の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、更に、質量%で、Ti：0.0050～0.0500%、Mg：0.005～0.0200%、Ca：0.0005～0.0150%、Al：0.0080～1.00%、Zr：0.0001～0.2000%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

32. 請求項11～31の何れかの項に記載のパーライト系レールの製造方法において、レール柱部の中立軸中央部で直行する長さ300μmの線分と交差する初析セメンタイト組織の本数（NC：初析セメンタイト交線数）が下記（1）式で示される値（CE）に対して、NS≤CEとしてレール柱部の初析セメンタイト組織の生成量を低減したことを特徴とする耐摩耗性および延性に優れたパーライト系レールの製造方法。

$$\begin{aligned} CE = & 60([mass\%C]) + 10([mass\%Si]) + 10([mass\%Mn]) + 500([mass\%P]) \\ & + 50([mass\%S]) + 30([mass\%Cr]) + 50 \dots (1) \text{ 式} \end{aligned}$$

Fig.1

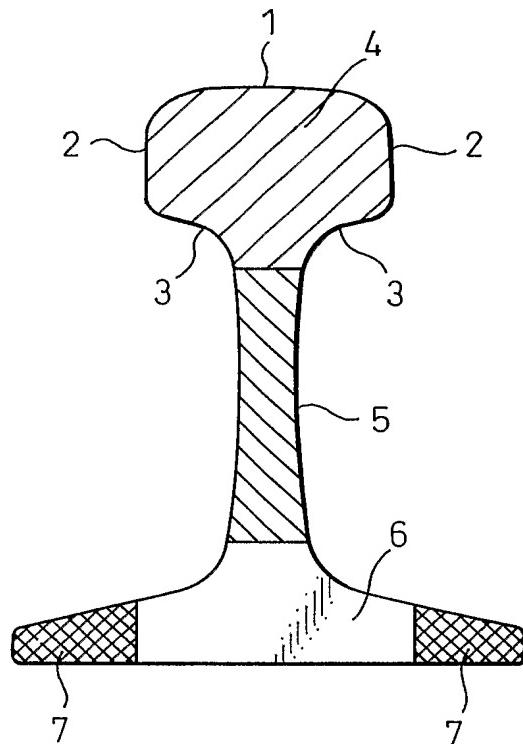


Fig.2

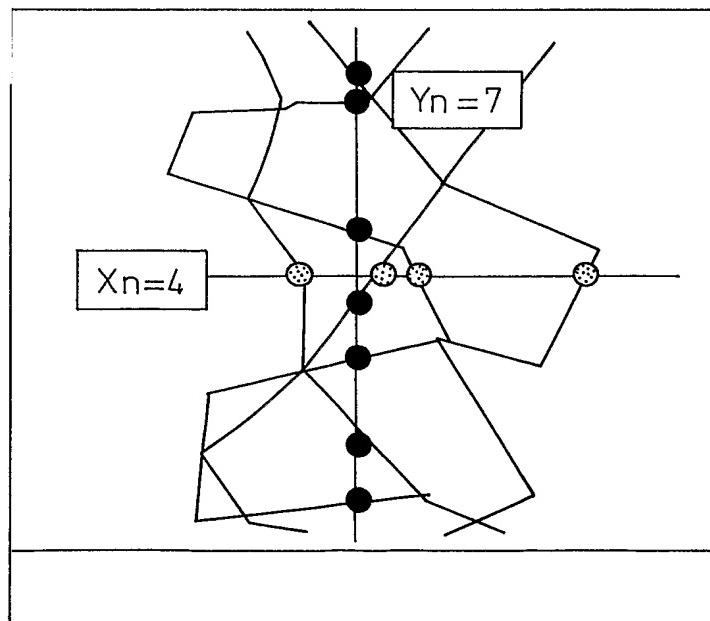


Fig. 3

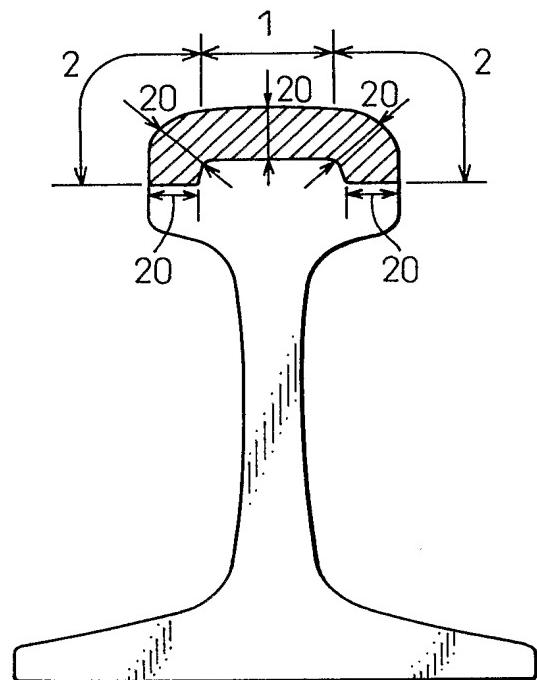


Fig. 4

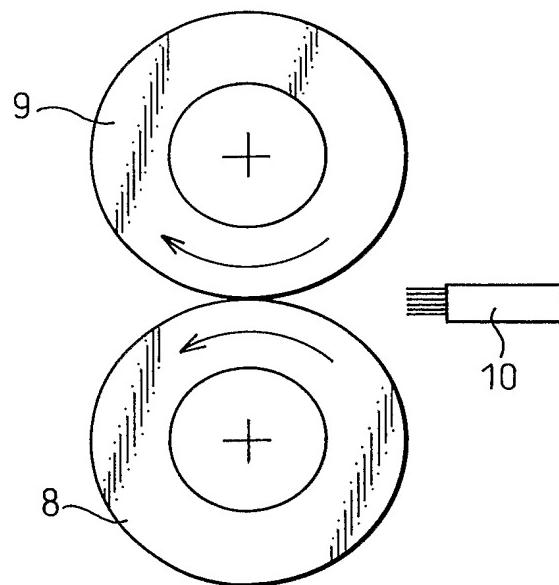


Fig. 5

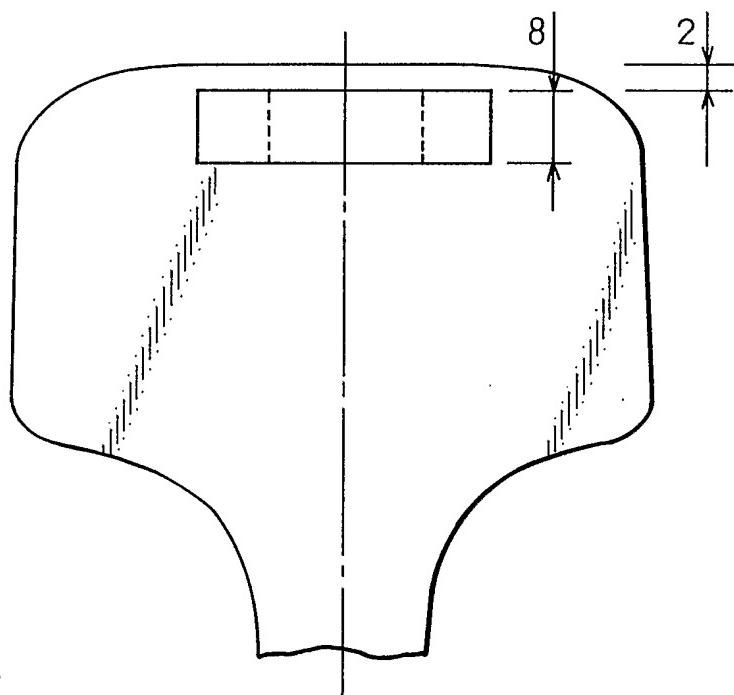


Fig. 6

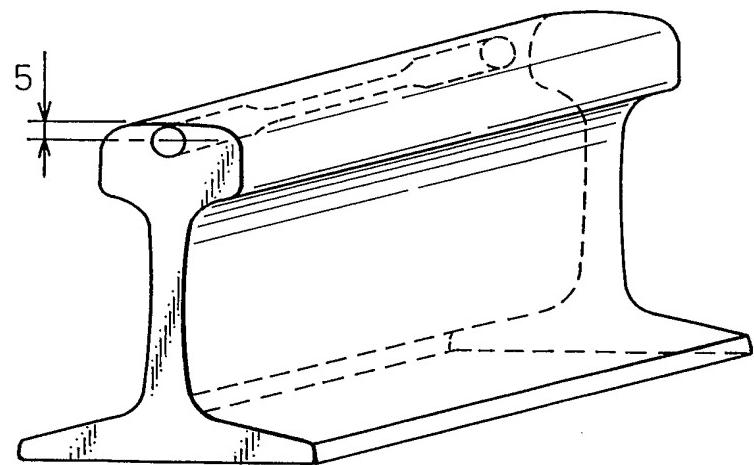


Fig. 7

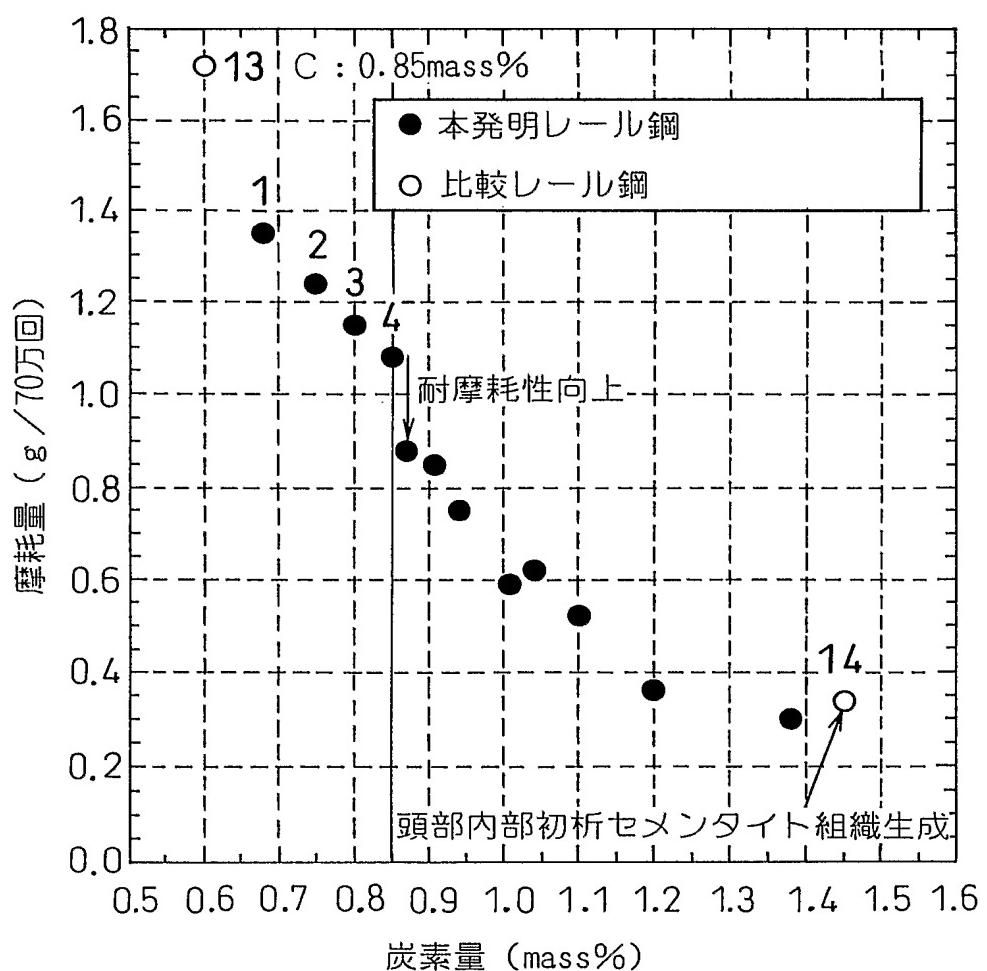


Fig. 8

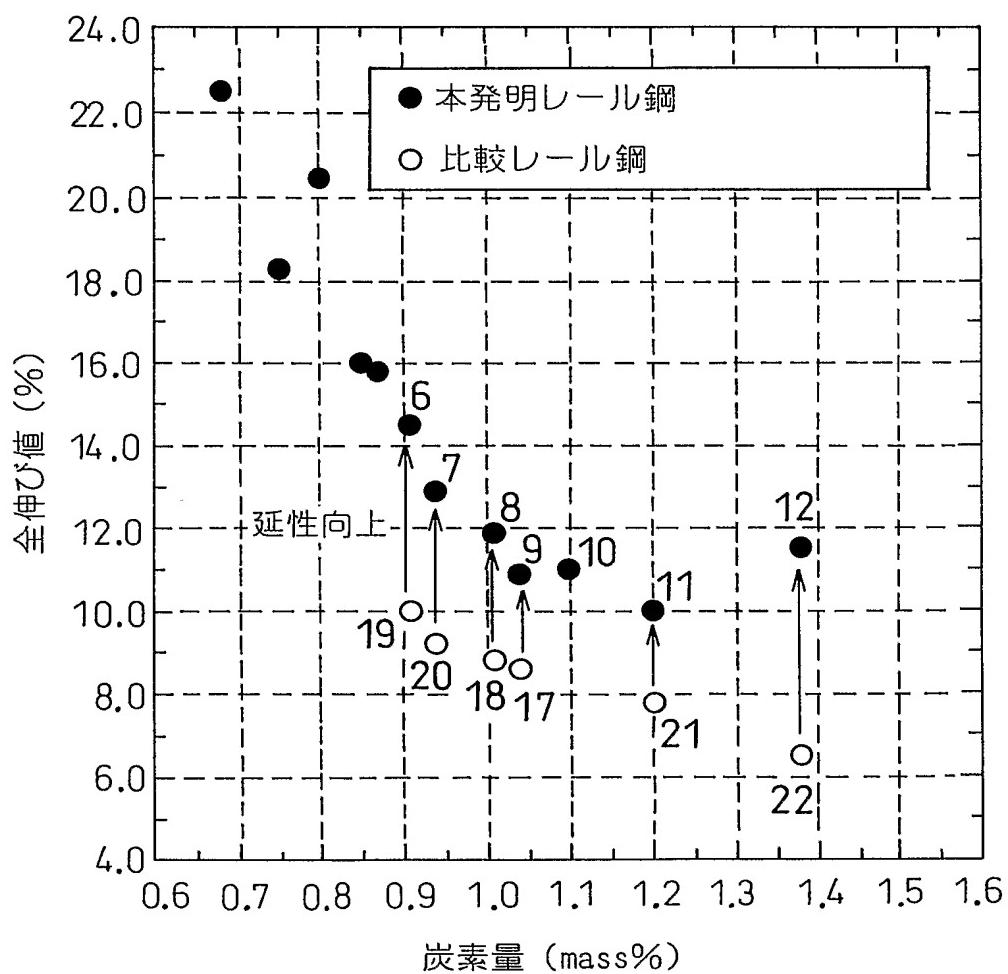


Fig. 9

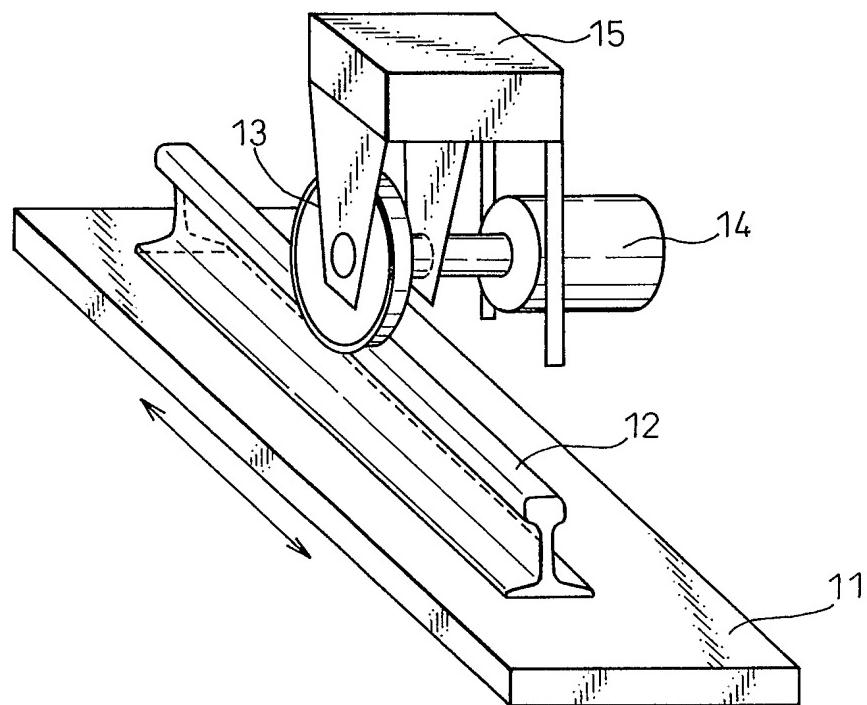
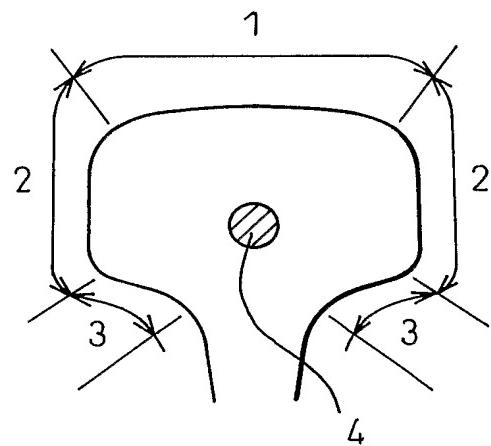


Fig. 10



# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/04364

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00, 38/04, 38/58, C21D8/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

**B. FIELDS SEARCHED**

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00-60, C21D8/00, C21D9/04

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2003
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2003	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2003

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2001-234238 A (Nippon Steel Corp.), 28 August, 2001 (28.08.01), (Family: none)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
Y		6, 10, 16, 17, 28, 32
A		18-25
Y	JP 2000-345296 A (Nippon Steel Corp.), 12 December, 2000 (12.12.00), (Family: none)	6, 17, 28
Y	JP 9-137228 A (Nippon Steel Corp.), 27 May, 1997 (27.05.97), (Family: none)	10, 16, 32

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search  
01 July, 2003 (01.07.03)

Date of mailing of the international search report  
15 July, 2003 (15.07.03)

Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP03/04364

**C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	EP 685566 A1 (Nippon Steel Corp.), 06 December, 1995 (06.12.95), & AU 680976 B & BR 9406250 A & CA 2154779 A & CN 1118174 A & JP 7-173530 A & KR 186793 B1 & RU 2107740 C1 & US 5658400 A & WO 95/17532 A1	17
E,X	JP 2003-105499 A (Nippon Steel Corp.), 09 April, 2003 (09.04.03), (Family: none)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
E,X	JP 2002-212677 A (Nippon Steel Corp.), 31 July, 2002 (31.07.02), (Family: none)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
E,X	JP 2002-226915 A (Nippon Steel Corp.), 14 August, 2002 (14.08.02), (Family: none)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
E,X	JP 2002-226914 A (Nippon Steel Corp.), 14 August, 2002 (14.08.02), (Family: none)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31

## A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int. C1<sup>7</sup> C22C38/00, 38/04, 38/58, C21D8/00

## B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int. C1<sup>7</sup> C22C38/00-60, C21D8/00, C21D9/04

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2003年
日本国登録実用新案公報	1994-2003年
日本国実用新案登録公報	1996-2003年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

WPI

## C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	J P 2001-234238 A (新日本製鐵株式会社) 2001. 08. 28 (ファミリーなし)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
Y		6, 10, 16, 17, 28, 32
A		18-25
Y	J P 2000-345296 A (新日本製鐵株式会社) 2000. 12. 12 (ファミリーなし)	6, 17, 28

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

## \* 引用文献のカテゴリー

- 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
- 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
- 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

## の日の後に公表された文献

- 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

01. 07. 03

国際調査報告の発送日

15.07.03

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

佐藤 陽一

印 4K 9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C(続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	JP 9-137228 A (新日本製鐵株式会社) 1997. 05. 27 (ファミリーなし)	10, 16, 32
Y	EP 685566 A1 (新日本製鐵株式会社) 1995. 12. 06 &AU 680976 B &BR 9406250 A &CA 2154779 A &CN 1118174 A &JP 7-173530 A &KR 186793 B1 &RU 2107740 C1 &US 5658400 A &WO 95/17532 A1	17
E, X	JP 2003-105499 A (新日本製鐵株式会社) 2003. 04. 09 (ファミリーなし)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
E, X	JP 2002-212677 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 07. 31 (ファミリーなし)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
E, X	JP 2002-226915 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 08. 14 (ファミリーなし)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31
E, X	JP 2002-226914 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 08. 14 (ファミリーなし)	1-5, 7-9, 11-15, 26, 27, 29-31